(19) BUNDESREPUBLIK DEUTSCHLAND

DEUTSCHES PATENT- UND MARKENAMT

(12) Offenlegungsschrift

(10) DE 199 38 936 A 1

(51) Int. Cl.[7]:
C 22 C 33/00
C 22 C 38/04

(21) Aktenzeichen: 199 38 936.5
(22) Anmeldetag: 17. 8. 1999
(43) Offenlegungstag: 2. 3. 2000

DE 199 38 936 A 1

(30) Unionspriorität:

10-247834	18. 08. 1998	JP
10-247835	18. 08. 1998	JP
11-185911	30. 06. 1999	JP

(71) Anmelder:
Honda Giken Kogyo K.K., Tokio/Tokyo, JP

(74) Vertreter:
H. Weickmann und Kollegen, 81679 München

(72) Erfinder:
Sugawara, Takeshi, Wako, Saitama, JP

Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen

Prüfungsantrag gem. § 44 PatG ist gestellt

(54) Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit hohem Young'schem Modul und ein Teil auf Fe-Basis mit hohem Young'schem Modul und hoher Zähigkeit

(57) Zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis wird ein Material auf Fe-Basis enthaltend
0,6 Gew.-% ≦ Kohlenstoff (C) ≦ 1,0 Gew.-% Silicium (Si) < 2,2 Gew.-%
0,9 Gew.-% ≦ Mangan (Mn) ≦ 1,7 Gew.-%
0,5 Gew.-% Nickel (Ni) ≦ 1,5 Gew.-% und
den Rest Eisen (Fe) einschließlich unvermeidlicher Verunreinigungen,
in einem ersten Schritt einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_1, die in einem Bereich von $T_S < T_1 < T_L$ eingestellt wird, worin T_S eine Solidustemperatur des Materials auf Fe-Basis darstellt und T_L eine Liquidustemperatur darstellt, und unter Kühlbedingungen, die auf ein Quench-Niveau eingestellt sind, unterzogen. In einem zweiten Schritt wird das resultierende Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_2, die in einem Bereich von $Te1 < T_2 < Te2$ eingestellt wird, worin Te1 eine eutektische Transformationsanfangstemperatur darstellt und Te2 eine eutektische Transformationsendtemperatur darstellt und für eine Erwärmungszeit t, die im Bereich von 60 min ≦ t ≦ 180 min eingestellt wird, unterzogen. Damit ist es möglich, ein Teil auf Fe-Basis herzustellen, das einen hohen Young'schen Modul und eine hohe Zähigkeit aufweist.

DE 199 38 936 A 1

Beschreibung

HINTERGRUND DER ERFINDUNG

GEBIET DER ERFINDUNG

Die vorliegende Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul und ein Teil auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul und einer hohen Zähigkeit.

BESCHREIBUNG DES STANDES DER TECHNIK

Es gibt ein allgemein bekanntes Verfahren zur Erhöhung des Young'schen Moduls eines Teils auf Fe-Basis, welches darin besteht, ein Dispergiermaterial, wie etwa Verstärkungsfasern, Verstärkungsteilchen o. dgl. mit einem hohen Young'schen Modul mit einer Matrix für das Teil auf Fe-Basis zu vermischen.

Das bekannte Verfahren leidet jedoch an den Problemen, daß das Dispergiermaterial in der Matrix koaguliert und daß wenn die Oberflächeneigenschaften schlecht sind, die Zähigkeit des Teils auf Fe-Basis stark beeinträchtigt wird.

ZUSAMMENFASSUNG DER ERFINDUNG

Entsprechend ist es ein Ziel der vorliegenden Erfindung ein Herstellungsverfahren des oben beschriebenen Typs bereitzustellen, worin eine spezielle metallographische Struktur hergestellt werden kann, indem ein Material auf Fe-Basis mit einer speziellen Zusammensetzung einer speziellen Behandlung unterzogen wird, wodurch ein Teil auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul, einer hohen Zähigkeit oder einer für eine praktische Anwendung erforderlichen Zähigkeit in einer Massenproduktion hergestellt wird.

Um das obige Ziel zu erreichen wird erfindungsgemäß ein Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul bereitgestellt, umfassend einen ersten Schritt, worin ein Material auf Fe-Basis enthaltend

0,6 Gew.-% $\leq$ Kohlenstoff (C) $\leq$ 1,9 Gew.-% Silicium (Si) < 2,2 Gew.-%
0,9 Gew.-% $\leq$ Mangan (Mn) $\leq$ 1,7 Gew.-%
0,5 Gew.-% $\leq$ Nickel (Ni) $\leq$ 1,5 Gew.-% und
den Rest Eisen (Fe) einschließlich unvermeidlicher Verunreinigungen,

einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_1, die in einem Bereich von $T_s < T_1 < T_L$ eingestellt wird, worin T_s eine Solidustemperatur für das Material auf Fe-Basis darstellt und T_L eine Liquidustemperatur darstellt und unter Kühlbedingungen, die auf ein Quenching-Niveau eingestellt werden, unterzogen wird, und einen zweiten Schritt, worin das resultierende Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_2, die in einem Bereich von Te1 < T_2 < Te2 eingestellt wird, worin Te1 eine eutektische Transformationsanfangstemperatur darstellt und Te2 eine eutektische Transformationsendtemperatur darstellt, und für eine Erwärmungszeit t, eingestellt in einem Bereich von 60 min $\leq$ t $\leq$ 180 min, unterzogen wird.

Wenn das Material auf Fe-Basis mit der oben beschriebenen Zusammensetzung der thermischen Behandlung im ersten Schritt unterzogen wird, wird die verfestigte Struktur in eine primäre thermisch behandelte Struktur überführt. Die primäre thermisch behandelte Struktur besteht aus einer Matrix, umfassend Martensit, einer großen Zahl von massiven restlichen γ-Phasen, einer großen Zahl von intermetallischen Verbindungsphasen u. dgl. Wenn die Bedingungen im ersten Schritt verändert werden, kann die primäre thermisch behandelte Struktur nicht gebildet werden. Beim Quenchen oder Abschrecken wird die Abkühlrate CR höher eingestellt als bei einer üblichen Ölkühlung oder Luftkühlung und beträgt bevorzugt CR $\geq$ 250°C/min. Für dieses Quenchen kann z. B. eine Ölkühlung, eine Wasserkühlung o. dgl. verwendet werden.

Wenn das Material auf Fe-Basis mit der primärenthermisch behandelten Struktur dann der thermischen Behandlung im zweiten Schritt unterzogen wird, wird die primäre thermisch behandelte Struktur in eine sekundäre thermisch behandelte Struktur überführt. Die sekundäre thermisch behandelte Struktur besteht aus einer Matrix, umfassend z. B. eine α-Phase, einer großen Zahl an feinen Carbidkörnchen, einer großen Zahl an massiven präzipitierten γ-Phasen u. dgl. Carbidphasen in Form feiner kurzer Fasern können manchmal in die sekundäre thermisch behandelte Struktur eingeschlossen sein.

In der sekundären thermisch behandelten Struktur tragen die feinen Carbidkörnchen zu einer Erhöhung im Young'schen Modul des Teils auf Fe-Basis bei und die präzipitierten γ-Phasen tragen zu einer Erhöhung der Zähigkeit des Teils auf Fe-Basis bei.

Wenn die Erwärmungstemperatur T_2 geringer ist als Te1 oder die Erwärmungszeit t kürzer als 60 Minuten im zweiten Schritt ist, können eine feine Verteilung und Dispersion des Carbids nicht ausreichend erzielt werden. Wenn auf der anderen Seite die Erwärmungstemperatur T_2 höher als Te2 ist oder die Erwärmungszeit t länger als 180 Minuten im zweiten Schritt ist, wird die Graphitbildung übermäßig vorangetrieben und eine Koagulierung des Carbids erzeugt.

Kohlenstoff (C) in der Zusammensetzung des Materials auf Fe-Basis erzeugt feine Carbidkörnchen, welche zu einer Erhöhung im Young'schen Modul beitragen. Um die Menge an gebildeten feinen Carbidkörnchen zu erhöhen ist es notwendig, eine größere Menge Kohlenstoff (C) zuzugeben und folglich ist die untere Grenze des C-Gehalts auf 0,6 Gew.-% festgelegt. Auf der anderen Seite wird, wenn C > 1,9 Gew.-% ist, nicht nur der Carbidgehalt, sondern auch der Graphitgehalt erhöht und weiterhin wird eine eutektische Graphitphase präzipitiert. Aus diesem Grund wird das Teil auf Fe-Basis spröde.

Silicium (Si) dient dazu, die Deoxidation und die Graphitbildung zu fördern und ist als feste Lösung in der α-Phase gelöst, wobei die α-Phase verstärkt wird. Zusätzlich hat Silicium (Si) die Wirkung die Differenz ΔT zwischen der eutekti-

BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

schen Transformationsanfangstemperatur Te1 und der eutektischen Transformationsendtemperatur Te2 zu erhöhen, also den Bereich der Erwärmungstemperatur T_2 im zweiten Schritt zu verbreitern. Deshalb ist es wünschenswert, den Siliciumgehalt zu erhöhen, wenn aber der Siliciumgehalt erhöht wird, wird aufgrund des größeren C-Gehalts der Graphitgehalt erhöht. Folglich ist der Si-Gehalt auf Si < 2,2 Gew.-%, bevorzugt bei Si ≤ 1,0 Gew.-% festgelegt.

Mangan (Mn) hat die Wirkung, die Deoxidation und die Bildung von Carbid zu fördern und die oben beschriebene Temperaturdifferenz ΔT zu erhöhen. Nickel (Ni), welches ein weiteres Legierungselement ist, hat die Wirkung, die Bildung von Carbid zu hemmen. Deshalb ist der untere Grenzwert des Mn-Gehalts auf 0,9 Gew.-% festgelegt, um die Wirkung des Nickels (Ni) zu überwinden, um die Bildung von Carbid zu fördern. Wenn auf der anderen Seite Mn > 1,7 Gew.-%, wird das Teil auf Fe-Basis spröde.

Nickel (Ni) ist ein γ-Phasen bildendes Element und hat die Wirkung daß es ermöglicht, daß eine kleine Menge von präzipitierten γ-Phasen bei Raumtemperatur vorliegt, um Verunreinigungen in den präzipitierten γ-Phasen einzuschließen, wodurch die Zähigkeit des Teils auf Fe-Basis erhöht wird. Um eine solche Wirkung zu liefern, ist es wünschenswert, den Ni-Gehalt auf etwa 1 Gew.-% einzustellen. Zusätzlich zeigt Nickel (Ni) eine signifikante Wirkung bei der Erhöhung der Temperaturdifferenz ΔT. Wenn jedoch der Nickel(Ni)-Gehalt auf Ni < 0,5 Gew.-% eingestellt wird, können die obigen Wirkungen nicht erhalten werden. Auf der anderen Seite wird, selbst wenn der Nickelgehalt auf Ni > 1,5 Gew.-% eingestellt wird, die Zunahme der Temperaturdifferenz ΔT nicht verändert.

Weiterhin wird erfindungsgemäß ein Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis bereitgestellt, worin die Erwärmungstemperatur relativ zur Liquidustemperatur T_L auf $T_1 > T_L$ eingestellt wird und ein Quenchen ähnlich dem oben beschriebenen in einem ersten Schritt ausgeführt wird und dann ein zweiter Schritt ähnlich dem oben beschriebenen ausgeführt ist, sowie ein Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis, worin die Erwärmungstemperatur relativ zu einer Acm-Temperatur und der Solidustemperatur T_s in einem Bereich $T_A \leq T_1 \leq T_S$ in einem ersten Schritt eingestellt wird und der zweite Schritt ähnlich dem oben beschriebenen ausgeführt wird. Die Acm-Temperatur stellt insbesondere einen Acm-Transformationspunkt dar.

Auch mit diesen Verfahren kann eine thermisch behandelte Struktur ähnlich der oben beschriebenen sekundären thermisch behandelten Struktur hergestellt werden.

Weiterhin wird gemäß der vorliegenden Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einen hohen Young'schen Modul und einer hohen Zähigkeit bereitgestellt, umfassend einen ersten Schritt, worin ein Material auf Fe-Basis enthaltend

0,6 Gew.-% ≤ Kohlenstoff (C) ≤ 1,9 Gew.-% Silicium (Si) < 2,2 Gew.-%
0,9 Gew.-% ≤ Mangan (Mn) ≤ 1,7 Gew.-%
0,5 Gew.-% ≤ Nickel (Ni) ≤ 1,5 Gew.-%,
Ni (Gew.-%)/Mn (Gew.-%) ≤ 1,12 und
den Rest Eisen (Fe) einschließlich unvermeidlicher Verunreinigungen,

einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_1, die auf $T_1 \geq T_A$ eingestellt wird, worin T_A eine Acm-Temperatur für das Material auf Fe-Basis darstellt und unter Kühlbedingungen, die auf ein Quenching-Niveau eingestellt werden, unterzogen wird, und einen zweiten Schritt, worin das resultierende Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_2 unterzogen wird, die in einem Bereich von $T_S1 \leq T_2 \leq T_S2$ eingestellt wird, worin T_s1 eine Temperatur darstellt, bei der die Menge an gelöstem festen Kohlenstoff in einer Matrix des Materials auf Fe-Basis 0,16 Gew.-% beträgt und T_s2 eine Temperatur darstellt, bei der der gelöste feste Kohlenstoff 0,40 Gew.-% beträgt.

Wenn das Material auf Fe-Basis mit der oben beschriebenen Zusammensetzung der thermischen Behandlung im ersten Schritt unterzogen wird, wird die verfestigte Struktur in eine primäre thermisch behandelte Struktur überführt. Die primäre thermisch behandelte Struktur besteht aus einer Matrix, umfassend z. B. Martensit, einer großen Zahl von massiven restlichen γ-Phasen u. dgl. Wenn die Bedingungen im ersten Schritt verändert werden, kann eine primäre thermisch behandelte Struktur, wie oben beschrieben, nicht gebildet werden. Beim Quenchen wird die Abkühlungsrate CR höher eingestellt als bei einer üblichen Ölkühlung oder Luftkühlung und bevorzugt auf CR ≥ 250°C/min. Für dieses Quenchen können z. B. ein Ölkühlen, Wasserkühlen o. dgl. verwendet werden.

Wenn das Material auf Fe-Basis mit der primären thermisch behandelten Struktur dann der thermischen Behandlung im zweiten Schritt unterzogen wird, wird die primäre thermisch behandelte Struktur in eine sekundäre thermisch behandelte Struktur überführt. Beim zweiten Schritt wird die Menge an Kohlenstoff, der als als feste Lösung in der Matrix gelöst ist, in einen Bereich von 0,16 Gew.-% ≤ SC ≤ 0,40 Gew.-% gedrückt und in Übereinstimmung damit wird die Präzipitation des feinen granulären Carbids gefördert. Deshalb besteht die sekundäre thermisch behandelte Struktur aus einer Matrix, umfassend z. B. eine α-Phase, einer großen Zahl an feinen Carbidkörnchen, einer großen Zahl an Graphitkörnern, einer großen Zahl an massiven präzipitierten γ-Phasen u. dgl. Die Erwärmungszeit t im zweiten Schritt liegt geeigneterweise in einem Bereich von 30 min ≤ t ≤ 180 min. Carbidphasen in Form feiner kurzer Fasern können manchmal in die sekundäre thermisch behandelte Struktur eingeschlossen sein.

In der sekundären thermisch behandelten Struktur tragen die feinen Carbidkörnchen zur Erhöhung des Young'schen Moduls des Teils auf Fe-Basis bei und die präzipitierten γ-Phasen tragen zur Erhöhung der Zähigkeit des Teils auf Fe-Basis bei.

Wenn die Erwärmungstemperatur T_2 im zweiten Schritt geringer als T_s1 ist, ist die Menge CS an in der Matrix gelöstem festen Kohlenstoff geringer und die Menge an feinen Carbidkörnchen ist ebenfalls geringer. Wenn auf der anderen Seite die Erwärmungstemperatur T_2 größer als T_s2 ist, wird der gelöste feste Kohlenstoff erhöht, aber die Menge an präzipitierten feinen Carbidkörnchen wird verringert. Die Erwärmungszeit t kleiner als 30 Minuten entspricht einem Fall, worin $T_2 < T_s1$ und t > 180 Minuten entspricht einem Fall, worin $T_2 > T_s2$.

In der Zusammensetzung des Materials auf Fe-Basis bildet Kohlenstoff (C) feine Carbidkörnchen, die zu einer Erhöhung im Young'schen Modul beitragen. Um die Menge an gebildeten feinen Carbidkörnchen zu erhöhen, ist es notwen-

BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

dig, eine große Menge Kohlenstoff (C) zuzugeben und folglich ist die untere Grenze des C-Gehalts auf 0,6 Gew.-% festgelegt. Wenn auf der anderen Seite C > 1,9 Gew.-% wird nicht nur der Carbidgehalt, sondern auch der Graphitgehalt erhöht und weiterhin werden eutektisches Carbid und eutektisches Graphit präzipitiert. Aus diesem Grund wird das Teil auf Fe-Basis spröde. Um den Young'schen Modul und die Zähigkeit des Teils auf Fe-Basis zu erhöhen, ist der C-Gehalt bevorzugt kleiner als 1,0 Gew.-%.

Silicium (Si) dient dazu, die Deoxidation und die Graphitbildung zu fördern und ist als feste Lösung in der α-Phase gelöst, um die α-Phase zu verstärken. Wenn der Siliciumgehalt erhöht wird, wird der Graphitgehalt aufgrund des größeren C-Gehalts erhöht. Folglich wird der Si-Gehalt auf Si < 2,2 Gew.-%, bevorzugt auf Si ≤ 1,0 Gew.-% eingestellt.

Mangan (Mn) hat die Wirkung, die Deoxidation und die Bildung von feinen Carbidkörnchen zu fördern und den Bereich zu verbreitern, in dem die α-, γ- und Graphitphasen nebeneinander vorliegen. Wenn jedoch der Mn-Gehalt kleiner als 0,9 Gew.-% ist, nimmt die Menge an gebildetem Carbid ab. Wenn auf der anderen Seite Mn > 1,7 Gew.-% ist, wird das Teil auf Fe-Basis spröde.

Nickel (Ni) ist ein γ-Phasen bildendes Element und hat die Wirkung, daß es ermöglicht, daß eine kleine Menge an präzipitierten γ-Phasen bei Raumtemperatur vorliegt, um Verunreinigungen in den präzipitierten γ-Phasen einzuschließen, wodurch die Zähigkeit des Teils auf Fe-Basis erhöht wird. Um eine solche Wirkung zu liefern, ist es wünschenswert, den Ni-Gehalt auf etwa 1 Gew.-% einzustellen. Zusätzlich zeigt Nickel (Ni) eine signifikante Wirkung bei der Erhöhung der Temperaturdifferenz ΔT zwischen den Temperaturen T_s1 und T_s2. Wenn der Nickelgehalt jedoch kleiner als 0,5 Gew.-% ist, können diese beiden Effekte nicht erhalten werden. Selbst wenn auf der anderen Seite der Ni-Gehalt auf Ni > 1,5 Gew.-% eingestellt wird, wird die Zunahme der Temperaturdifferenz ΔT nicht verändert.

In diesem Fall wird, wenn das Verhältnis des Ni-Gehalts zum Mn-Gehalt Ni (Gew.-%)/Mn (Gew.-%) > 1,12 ist, der Graphitgehalt in dem Teil auf Fe-Basis erhöht, was in einem verringerten Young'schen Modul resultiert.

Gegebenenfalls können Aluminium (Al) und Stickstoff (N) dem Material auf Fe-Basis zusätzlich zu den oben beschriebenen Legierungselementen zugegeben werden. Aluminium (Al) hat die Wirkung, die Deoxidation zu fördern und den Bereich zu verbreitern, in dem α-, γ- und Graphitphasen nebeneinander vorliegen, wie es Mangan (Mn) tut, und ist ein α-Phasen und Graphit bildendes Element. Der übliche obere Grenzwert des Al-Gehalts beträgt 1,2 Gew.-%. Eine kleine zugegebene Menge Stickstoff (N) zeigt die Wirkung, den Bereich zu verbreitern, in dem die α-, γ- und Graphitphasen nebeneinander vorliegen. Wenn jedoch der Stickstoff (N) nicht vollständig als feste Lösung in der Matrix gelöst ist, bewirkt er, daß Hohlräume gebildet werden, was in verschlechterten mechanischen Eigenschaften des Teils resultiert und er wird ein Kristallisationskern für Graphit, wodurch eine Erhöhung des Graphitgehalts bewirkt wird. Deshalb wird der obere Grenzwert des N-Gehalts auf 0,45 Gew.-% festgelegt.

Es ist ein weiteres Ziel der vorliegenden Erfindung, ein Herstellungsverfahren des oben beschriebenen Typs bereitzustellen, worin eine spezielle metallographische Struktur gebildet werden kann, indem ein Material auf Fe-Basis mit einer speziellen Zusammensetzung einer speziellen thermischen Behandlung unterzogen wird, wodurch ein Teil auf Fe-Basis in Massenproduktion hergestellt wird, welches sowohl einen hohen Young'schen Modul als auch eine hohe Zähigkeit aufweist; eine gute Kaltverarbeitbarkeit aufweist und darüber hinaus mechanische Eigenschaften aufweist, die nicht verschlechtert sind.

Um das obige Ziel zu erreichen wird erfindungsgemäß ein Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul und einer hohen Zähigkeit bereitgestellt, umfassend einen ersten Schritt, in dem ein Material auf Fe-Basis enthaltend

0,6 Gew.-% ≤ Kohlenstoff (C) ≤ 1,9 Gew.-% Silicium (Si) < 2,2 Gew.-%,
0,9 Gew.-% ≤ Mangan (Mn) ≤ 1,7 Gew.-%,
0,5 Gew.-% ≤ Nickel (Ni) ≤ 1,5 Gew.-%,
Ni (Gew.-%)/Mn (Gew.-%) ≤ 1,12,
0,3 Gew.-% ≤ AE ≤ 1,5 Gew.-% und
den Rest Eisen (Fe) einschließlich unvermeidlicher Verunreinigungen,

hergestellt wird, worin AE mindestens ein Legierungselement, ausgewählt aus der Gruppe, bestehend aus Ti, V, Nb, W und Mo ist und worin das Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_1, eingestellt auf $T_1 \geq T_A3$, worin T_A3 die A_3-Temperatur des Materials auf Fe-Basis darstellt und unter Kühlbedingungen, eingestellt auf ein Quenching-Niveau, unterzogen wird, und einen zweiten Schritt, in dem das resultierende Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_2, eingestellt im Bereich $T_s1 \leq T_2 \leq T_s2$, unterzogen wird, worin T_s1 eine Temperatur darstellt, bei der die Menge an gelöstem festen Kohlenstoff in einer Matrix des Materials auf Fe-Basis 0,16 Gew.-% beträgt und T_s2 eine Temperatur darstellt, bei der die Menge an gelöstem festen Kohlenstoff 0,40 Gew.-% beträgt. Die A_3-Temperatur stellt bevorzugt einen A_3-Transformationspunkt dar.

Wenn das Material auf Fe-Basis mit der oben beschriebenen Zusammensetzung der thermischen Behandlung im ersten Schritt unterzogen wird, wird die verfestigte Struktur in eine primäre thermisch behandelte Struktur überführt. Die primäre thermisch behandelte Struktur besteht aus einer Matrix, umfassend z. B. Martensit, einer großen Zahl an massiven restlichen γ-Phasen u. dgl. Wenn die Bedingungen im ersten Schritt verändert werden, kann eine primäre thermisch behandelte Struktur, wie oben beschrieben, nicht gebildet werden. Beim Quenchen wird die Abkühlungsrate, CR, höher eingestellt als bei einer üblichen Ölkühlung oder Luftkühlung und beträgt bevorzugt CR ≥ 250°C/min. Für dieses Quenchen können z. B. eine Ölkühlung, eine Wasserkühlung o. dgl. verwendet werden.

Wenn das Material auf Fe-Basis mit der primären thermisch behandelten Struktur dann der thermischen Behandlung im zweiten Schritt unterzogen wird, wird die primäre thermisch behandelte Struktur in eine sekundäre thermisch behandelte Struktur überführt. Im zweiten Schritt wird die Menge SC an Kohlenstoff, der als feste Lösung in der Matrix gelöst ist, in einen Bereich von 0,16 Gew.-% ≤ SC ≤ 0,40 Gew.-% gedrückt und in Übereinstimmung damit wird die Präzipitation von feinem granulären Carbid gefördert, wodurch die Matrix in eine hypo-eutektische Struktur in Kooperation mit der Wirkung des Legierungselementes AE überführt wird. Deshalb besteht die sekundäre thermisch behandelte Struktur

BNSDOCID <DE__19938936A1_I_>

aus einer großen Zahl von feinen Carbidkörnchen, einer großen Zahl Graphitkörnern, einer großen Zahl an massiven präzipitierten γ-Phasen u. dgl., welche in einer Matrix der hypo-eutektischen Struktur dispergiert sind. Die Erwärmungszeit t im zweiten Schritt ist geeigneterweise im Bereich von 30 min ≤ t ≤ 180 min. Carbidphasen in Form feiner kurzer Fasern können manchmal in die sekundäre thermisch behandelte Struktur eingeschlossen sein.

In der sekundären thermisch behandelten Struktur tragen die feinen Carbidkörnchen zu einer Erhöhung im Young'schen Modul des Teils auf Fe-Basis bei und die präzipitierten γ-Phasen tragen zu einer Erhöhung der Zähigkeit des Teils auf Fe-Basis bei. Wenn ein Schweißen ausgeführt wird, wenn die Matrix eine hyper-eutektische Struktur besitzt, wird eine netzförmige Carbidphase gebildet, was in verschlechterten mechanischen Eigenschaften resultiert. Ein solcher Nachteil wird jedoch durch Überführen der Matrix in die hypo-eutektische Struktur, wie oben beschrieben, vermieden.

Wenn die Erwärmungstemperatur T_2 kleiner als T_S1 im zweiten Schritt ist, ist die Menge an präzipitierten feinen Carbidkörnchen kleiner. Wenn auf der anderen Seite die Erwärmungstemperatur T_2 höher als T_S2 ist, wird die Menge CS an fester Kohlenstofflösung erhöht, aber die Menge an präzipitierten feinen Carbidkörnchen wird verringert. Die Erwärmungszeit t kleiner als 30 Minuten entspricht einem Fall, worin $T_2 < T_S1$ und T > 180 Minuten entspricht einem Fall, worin $T_2 > T_S2$.

Kohlenstoff (C) in der Zusammensetzung des Materials auf Fe-Basis bildet feine Carbidkörnchen, welche zu einer Erhöhung im Young'schen Modul beitragen. Um die Menge an gebildeten feinen Carbidkörnchen zu erhöhen, ist es notwendig, eine große Menge Kohlenstoff (C) zuzugeben und folglich wird die untere Grenze des C-Gehalts auf 0,6 Gew.-% festgelegt. Wenn auf der anderen Seite C > 1,0 Gew.-%, ist der Carbidgehalt zu groß und aus diesem Grund wird das Teil auf Fe-Basis spröde.

Silicium (Si) dient dazu, die Deoxidation und die Graphitbildung zu fördern und wird als feste Lösung in der α-Phase gelöst, um die α-Phase zu verstärken. Wenn der Siliciumgehalt erhöht wird, wird der Graphitgehalt erhöht. Deshalb wird der Si-Gehalt auf Si < 2,2 Gew.-%, bevorzugt auf Si ≤ 1,0 Gew.-% eingestellt.

Mangan (Mn) hat die Wirkung, die Deoxidation und die Bildung von Carbid zu fördern und den Bereich zu verbreitern, in dem α-, γ- und Graphitphasen nebeneinander vorliegen. Wenn jedoch der Mn-Gehalt kleiner als 0,9 Gew.-% ist, wird die Menge an gebildetem Carbid verringert. Wenn auf der anderen Seite Mn > 1,7 Gew.-% ist, wird das Teil auf Fe-Basis spröde.

Nickel (Ni) ist ein γ-Phasen bildendes Element und hat die Wirkung, es zu ermöglichen, daß eine kleine Menge an präzipitierten γ-Phasen bei Raumtemperatur vorliegt, um Verunreinigungen in den präzipitierten γ-Phasen einzuschließen, wodurch die Zähigkeit des Teils auf Fe-Basis erhöht wird. Um eine solche Wirkung zu ergeben, ist es wünschenswert, den Ni-Gehalt auf etwa 1 Gew.-% einzustellen. Zusätzlich zeigt Nickel (Ni) eine beträchtliche Wirkung bei der Erhöhung der Temperaturdifferenz ΔT zwischen den Temperaturen T_S1 und T_S2. Weiterhin hat Nickel (Ni) die Wirkung, die Dehnung des Teils auf Fe-Basis bei Raumtemperatur zu erhöhen und die Biegeeigenschaften zu erhöhen, wodurch die Kaltverarbeitbarkeit verbessert wird. Wenn der Nickelgehalt jedoch auf kleiner als 0,5 Gew.-% eingestellt wird, können die oben beschriebenen Wirkungen nicht erhalten werden. Auf der anderen Seite wird, selbst wenn der Ni-Gehalt auf Ni > 1,5 Gew.-% eingestellt wird, die Zunahme der Temperaturdifferenz ΔT nicht verändert.

In diesem Fall wird, wenn das Verhältnis des Ni-Gehalts zum Mn-Gehalt Ni (Gew.-%)/Mn (Gew.-%) > 1,12 ist, die Graphitmenge in dem Teil auf Fe-Basis erhöht, was in einem verringerten Young'schen Modul resultiert.

Ti, V, Nb, W und Mo, welche die Legierungselemente AE sind, haben die Wirkung, Carbid in einer frühen Stufe zu bilden und die Konzentration von C in der Matrix zu verringern, um die Matrix in die hypo-eutektische Struktur zu überführen, da sie aktiver als Fe und Mn sind. Folglich ist es möglich, die Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften des Teils auf Fe-Basis aufgrund eines Schweißens zu verhindern und die Kaltverarbeitbarkeit des Teils auf Fe-Basis zu erhöhen. Insbesondere gibt es den Vorteil, daß Ti auch eine deoxidierende Wirkung hat und daß das Titancarbid eine spezifische Steifheit aufweist. Weiterhin zeigt sich, wenn zwei oder mehr der Legierungselemente AE in Kombination zugegeben werden, eine Carbidfeinverteilungswirkung. In diesem Fall bilden Ti und Nb Carbide vor dem Ende der Verfestigung der γ-Phase und folglich wirken solche Carbide als Keimbildner für die γ-Phase. Deshalb ergibt sich hier nicht der Nachteil, daß das Carbid von Ti und Nb in der Kristallgrenze vorliegt, wodurch die Zähigkeit des Teils auf Fe-Basis beeinträchtigt wird. Auf der anderen Seite sind Carbide von V, W und Mo als feste Lösungen in der γ-Phase gelöst und in granulären Formen präzipitiert und folglich ist es möglich, die Zähigkeitsverringerung des Teils auf Fe-Basis auf ein Minimum zu drücken.

Wenn jedoch der Gehalt des Legierungselements AE kleiner als 0,3 Gew.-% ist, wird die Matrix in eine hyper-eutektische Struktur überführt und folglich ist dieser Gehalt nicht bevorzugt. Wenn auf der anderen Seite AE > 1,5 Gew.-%, ist die Menge des Carbids, das in der Kristallgrenze zwischen den γ-Phasen vorliegt, größer als 2% bezogen auf die Volumenfraktion Vf und aus diesem Grund wird die Zähigkeit des Teils auf Fe-Basis beeinträchtigt. Der obere Grenzwert des Ti-Gehalts beträgt 1,2 Gew.-% und der obere Grenzwert des V-Gehalts beträgt 1,27 Gew.-%.

Zusätzlich zu den oben beschriebenen Legierungselementen können gegebenenfalls Aluminium (Al) und Stickstoff (N) dem Material auf Fe-Basis zugegeben werden. Aluminium (Al) hat die Wirkung, die Deoxidation zu fördern und den Bereich zu verbreitern, in dem die α-, γ- und Graphitphasen nebeneinander vorliegen, wie es auch Mangan tut. Zusätzlich ist Aluminium (Al) ein α-Phasen- und Graphit bildendes Element. Der übliche obere Grenzwert des Al-Gehalts beträgt 1,2 Gew.-%. Eine kleine Menge an zugegebenem Stickstoff (N) zeigt die Wirkung, daß der Bereich verbreitert wird, in dem die α-, γ- und Graphitphasen nebeneinander vorliegen. Wenn Stickstoff (N) jedoch nicht vollständig als feste Lösung gelöst ist, bildet er Hohlräume, was die mechanischen Eigenschaften des Teils verschlechtert und er wird ein Keimbildner, was ein Ansteigen des Graphitgehalts verursacht. Deshalb wird der obere Grenzwert des N-Gehalts auf 0,45 Gew.-% festgelegt.

Die obigen und anderen Gegenstände, Merkmale und Vorteile der Erfindung werden aus der folgenden Beschreibung der bevorzugten Ausführungsform zusammen mit den beigefügten Zeichnungen ersichtlich.

BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

KURZE BESCHREIBUNG DER ZEICHNUNGEN

Fig. 1 ist ein partielles Zustandsdiagramm eines Materials auf Fe-Basis;
Fig. 2 ist ein Diagramm eines Erwärmungszyklus zur Herstellung eines Teils A1 auf Fe-Basis;
Fig. 3 ist ein Diagramm eines Erwärmungszyklus zur Herstellung eines Teils A4 auf Fe-Basis;
Fig. 4 ist eine Photomikrographie, die eine primäre thermisch behandelte Struktur eines Materials a1 auf Fe-Basis zeigt;
Fig. 5 ist eine schematische Kopie von **Fig.** 4;
Fig. 6 ist eine Photomikrographie, die eine sekundäre thermisch behandelte Struktur des Materials A1 auf Fe-Basis zeigt;
Fig. 7 ist eine schematische Kopie von **Fig.** 6;
Fig. 8 ist ein Diagramm eines Erwärmungszyklus zur Herstellung eines Teils A11 auf Fe-Basis;
Fig. 9 ist ein Diagramm eines Erwärmungszyklus zur Herstellung eines Teils A12 auf Fe-Basis;
Fig. 10 ist ein Diagramm eines Erwärmungszyklus zur Herstellung eines Teils A2 auf Fe-Basis;
Fig. 11 ist ein Diagramm eines Erwärmungszyklus zur Herstellung eines Teils A3 auf Fe-Basis;
Fig. 12 ist ein Diagramm eines Erwärmungszyklus zur Herstellung eines Teils A13 auf Fe-Basis;
Fig. 13 ist ein Diagramm eines Erwärmungszyklus zur Herstellung eines Teils A21 auf Fe-Basis;
Fig. 14 ist eine Photomikrographie, die eine primäre thermisch behandelte Struktur eines Materials a1 auf Fe-Basis zeigt;
Fig. 15 ist eine schematische Kopie von **Fig.** 14;
Fig. 16 ist eine Photomikrographie, die eine sekundäre thermisch behandelte Struktur eines Teils A13 auf Fe-Basis zeigt;
Fig. 17 ist eine schematische Kopie von **Fig.** 16;
Fig. 18 ist eine graphische Darstellung, die die Beziehung zwischen der Temperatur und der Menge CS an Kohlenstoff, der als feste Lösung in einer Matrix des Materials auf Fe-Basis gelöst ist, sowie den Young'schen Modul und die Bereichsrate (Flächenrate) von Carbid in dem Teil auf Fe-Basis zeigt;
Fig. 19 ist eine graphische Darstellung, die die Beziehung zwischen Ni (Gew.-%)/Mn (Gew.-%) und dem Young'schen Modul sowie die Bereichsrate von Graphit in dem Teil auf Fe-Basis zeigt;
Fig. 20 ist eine graphische Darstellung, die die Beziehung zwischen der mittleren Zahl an feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 und dem Young'schen Modul in dem Teil auf Fe-Basis zeigt;
Fig. 21 ist ein Diagramm eines Erwärmungszyklus zur Herstellung eines Teils A5 auf Fe-Basis;
Fig. 22 ist ein Diagramm eines Erwärmungszyklus zur Herstellung eines Teils A6 auf Fe-Basis;
Fig. 23 ist eine graphische Darstellung, die die Zugfestigkeit und den Young'schen Modul vor und nach einem Schweißen für die Teile A5 und A6 auf Fe-Basis zeigt;
Fig. 24 ist eine graphische Darstellung, die die Zugfestigkeit und den Young'schen Modul vor und nach einem Altern bei 500°C für die Teile A5 und A6 auf Fe-Basis zeigt;
Fig. 25 ist eine graphische Darstellung, die die Zugfestigkeit und den Young'schen Modul vor und nach einem Altern bei 700°C für die Teile A5 und A6 auf Fe-Basis zeigt.

BESCHREIBUNG DER BEVORZUGTEN AUSFÜHRUNGSFORMEN

[BEISPIEL I]

Tabelle 1 zeigt die Zusammensetzungen der Materialien a1 bis a4 auf Fe-Basis. Die Materialien a1 bis a4 auf Fe-Basis wurden durch ein Formgußverfahren (die casting) hergestellt.

Tabelle 1

	Chemischer Bestandteil (Gew.-%)						
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Fe
Material a1 auf Fe-Basis	0,8	0,49	1,04	0,007	0,005	1,09	Rest
Material a2 auf Fe-Basis	1,2	0,21	1,07	0,007	0,005	1,21	Rest
Material a3 auf Fe-Basis	1,61	0,28	1,08	0,006	0,006	1,21	Rest
Material a4 auf Fe-Basis	2,05	2,05	0,65	<0,04	<0,04	-	Rest

BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

[I] Beispiel, bei dem die Erwärmungstemperatur T_1 in einen Bereich von $T_S < T_1 < T_L$ eingestellt ist

Fig. 1 zeigt einen Teil eines Zustandsdiagramms des Materials a1 auf Fe-Basis. In diesem Fall liegen die Solidustemperatur (Solidus-Punkt) T_S und die Liquidustemperatur (Liquidus-Punkt) T_L nebeneinander auf einer Solidus-Linie S_L bzw. einer Liquidus-Linie L_L in einem Bereich von 0,6 Gew.-% ≤ C ≤ 1,9 Gew.-% vor. Die eutektische Transformationsanfangstemperatur Te1 beträgt 630°C und die eutektische Transformationsendtemperatur Te2 beträgt 721°C. Für ein Material a4 auf Fe-Basis beträgt die Solidustemperatur T_S 159°C; die Liquidustemperatur T_L für das Material a4 auf Fe-Basis beträgt 1319°C, die eutektische Transformationsanfangstemperatur Te1 beträgt 747°C und die eutektische Transformationsendtemperatur Te2 beträgt 782°C.

Beide Materialien auf Fe-Basis, a1 und a4, wurden den ersten und zweiten Schritten unter den in Tabelle 2 und den **Fig.** 2 und 3 gezeigten Bedingungen unterzogen, um ein Teil A1 auf Fe-Basis entsprechend dem Material a1 auf Fe-Basis und ein Teil A4 auf Fe-Basis, entsprechend dem Material a4 auf Fe-Basis herzustellen.

Tabelle 2

	erster Schritt		zweiter Schritt		
	Erwärmungs-temperatur (°C)	Abkühlrate (°C/min)	Erwärmungs-temperatur (°C)	Erwärmungs-zeit (min)	Abkühlart
Teil A1 auf Fe-Basis	T_1 : 1400 T_S : 1346 T_L : 1459	CR : 1300	T_2 : 700 Te1 : 630 Te2 : 721	t : 60	Luftkühlung
Teil A4 auf Fe-Basis	T_1 : 1220 T_S : 1159 T_L : 1319	CR : 1300	T_2 : 800 Te1 : 747 Te2 : 782	t : 60	Luftkühlung

Fig. 4 ist eine Photomikrographie, die eine primäre thermisch behandelte Struktur des Materials a1 auf Fe-Basis resultierend aus der Behandlung im ersten Schritt zeigt und **Fig.** 5 ist eine schematische Kopie von **Fig.** 5. Die primäre thermisch behandelte Struktur besteht aus einer Matrix umfassend Martensit, einer großen Zahl von massiven restlichen γ-Phasen, einer großen Zahl an intermetallischen Verbindungsphasen (MnS u. dgl.) u. dgl.

Fig. 6 ist eine Photomikrographie, die eine sekundäre thermisch behandelte Struktur des Teils A1 auf Fe-Basis zeigt und **Fig.** 7 ist eine schematische Kopie der **Fig.** 6. Die sekundäre thermisch behandelte Struktur besteht aus einer Matrix, umfassend eine α-Phase, einer großen Zahl an feinen Carbidkörnern (hauptsächlich Fe_3C), einer großen Zahl an massiven präzipitierten γ-Phasen u. dgl.

In der sekundären thermisch behandelten Struktur tragen die feinen Carbidkörnchen, welche feines Carbid sind, zu einer Erhöhung des Young'schen Moduls des Teils A1 auf Fe-Basis bei. In diesem Fall ist es wünschenswert, daß die mittlere Zahl der feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 gleich oder größer als 1,05 ist. Diese Menge der feinen Carbidkörnchen wurde durch eine Vorgehensweise bestimmt, welche das Ausführen einer Image-Analyse (Bildanalyse) der metallographischen Struktur durch ein Metallmikroskop o. dgl., um die Zahl der feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 an mehreren Punkten zu bestimmen und das Berechnen des Durchschnittswertes der an den Punkten bestimmten Zahlen umfaßt. Wenn die feinen, faserförmigen Carbidphasen in die sekundäre thermisch behandelte Struktur eingeschlossen sind, tragen sie ebenfalls zu einer Erhöhung des Young'schen Moduls des Teils A1 auf Fe-Basis bei.

Die präzipitierten γ-Phasen schließen Verunreinigungen darin ein, um zur Erhöhung der Zähigkeit des Teils A1 auf Fe-Basis beizutragen. Für diesen Zweck ist es wünschenswert, daß der Gehalt d der präzipitierten γ-Phasen gleich oder größer als 0,8 Gew.-% (d ≥ 0,8 Gew.-%) ist. Der Gehalt d der präzipitierten γ-Phasen wurde durch Berechnung aus dem Zustandsdiagramm unter Verwendung einer thermodynamischen Datenbank, wie etwa Thermo-Calc u. dgl. bestimmt.

Für beide Teile A1 und A4 auf Fe-Basis wurden die mittlere Zahl an feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 und der Gehalt d an präzipitierten γ-Phasen durch das oben beschriebene Verfahren bestimmt und der Zugversuch wurde ausgeführt, um die Zugfestigkeit und den Young'schen Modul zu bestimmen. Weiterhin wurde der Charpy-Schlagversuch ausgeführt, um eine Charpy-Schlagbiegezähigkeit zu bestimmen, wobei die in Tabelle 3 gezeigten Ergebnisse erhalten wurden. Das Teil A11 auf Fe-Basis in Tabelle 3 wird hierin im folgenden beschrieben.

BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Tabelle 3

	mittlere Zahl an feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2	Gehalt d an präzipitiert n γ-Phasen (Gew.-%)	Zugfestigkeit (MPa)	Young'scher Modul (GPa)	Charpy-Schlagbiege-zähigkeit (J/cm^2)
Teil A1 auf Fe-Basis	1,05	1,76	867	235	28,9
Teil A4 auf Fe-Basis	0	-	739	193	6,2
Teil A11 auf Fe-Basis	1,05	1,76	877	241	15

Wie aus Tabelle 3 ersichtlich ist, kann man sehen, daß das Teil A1 auf Fe-Basis gemäß einem Beispiel der vorliegenden Erfindung einen Young'schen Modul aufweist, der um etwa das 1,2-fache erhöht ist, einen Charpy-Schlagbiegezähigkeitswert, der um etwa das 4,7-fache erhöht ist und eine Festigkeit, die um etwa das 1,2-fache erhöht ist wie diejenigen des Teils A4 auf Fe-Basis gemäß dem Vergleichsbeispiel und folglich einen höheren Young'schen Modul, eine höhere Zähigkeit und eine höhere Festigkeit aufweist.

[II] Beispiel mit einer Erwärmungstemperatur T_1, eingestellt auf $T_1 > T_L$

Das in Tabelle 1 gezeigte Material a1 auf Fe-Basis wurde verwendet und bei einer Erwärmungstemperatur T_1 gleich 1500°C ($T_1 > T_L$ = 1459°C), wie in **Fig.** 8 gezeigt, geschmolzen; dann gequencht (Abkühlrate CR: 1300°C/min) und danach einer Behandlung der zweiten Stufe, ähnlich der für das Teil A1 auf Fe-Basis unterzogen, wobei ein Teil A11 auf Fe-Basis hergestellt wurde. Es wurde als Ergebnis der mikroskopischen Untersuchung festgestellt, daß das Teil A11 auf Fe-Basis eine thermisch behandelte Struktur ähnlich der sekundären thermisch behandelten Struktur des Teils A1 auf Fe-Basis aufweist.

Die mittlere Zahl der feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 u. dgl. in dem Teil A11 auf Fe-Basis wurde in der gleichen Weise untersucht, wobei das in Tabelle 3 gezeigte Ergebnis erhalten wurde. Man kann aus Tabelle 3 sehen, daß das Teil A11 auf Fe-Basis ähnliche Eigenschaften wie diejenigen des Teils A1 auf Fe-Basis aufweist, außer daß die Zähigkeit geringer ist als die des Teils A1 auf Fe-Basis.

[III] Beispiel mit einer Erwärmungstemperatur T_1, eingestellt im Bereich von T_A (Acm-Temperatur) < T_1 < T_S

Die Materialien a1, a2 und a3 auf Fe-Basis, die in Tabelle 1 gezeigt sind, wurden verwendet und den Behandlungen im ersten und zweiten Schritt unter den in Tabelle 4 und den **Fig.** 9 bis 11 gezeigten Bedingungen unterzogen, wobei die Teile A12, A2 und A3 auf Fe-Basis entsprechend den Materialien a1, a2 bzw. a3 auf Fe-Basis hergestellt wurden.

Tabelle 4

	erster Schritt		zweiter Schritt		
	Erwärmungs-temperatur (°C)	Abkühlrate (°C/min)	Erwärmungs-temperatur (°C)	Erwärmungs-zeit (min)	Abkühlart
Teil A12 auf Fe-Basis	T_1 : 900 T_A : 795 T_S : 1346	CA : 1300	T_2 : 700 Te1 : 630 Te2 : 721	t = 60	Luftkühlung
Teil A2 auf Fe-Basis	T_1 : 1000 T_A : 900 T_S: 1300	CA : 1300	T_2 : 700 Te1 : 630 Te2 : 721	t : 120	Luftkühlung
Teil A3 auf Fe-Basis	T_1 : 1100 T_A : 1025 T_S : 1215	CA : 1300	T_2 : 700 Te1 : 630 Te2 : 721	t : 120	Luftkühlung

Es wurde als Ergebnis der mikroskopischen Untersuchung festgestellt, daß jedes der Teile A12, A2 und A3 auf Fe-Basis eine sekundäre thermisch behandelte Struktur ähnlich der sekundären thermisch behandelten Struktur des Teils A1 auf Fe-Basis aufweist.

Die mittlere Zahl der feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 u. dgl. in jedem der Teile A12, A2 und A3 auf Fe-Basis wurde

BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

in der gleichen Weise untersucht, wobei die in Tabelle 5 gezeigten Ergebnisse erhalten wurden.

Tabelle 5

	mittlere Zahl an feinen Carbid-teilchen pro 1 μm^2	Gehalt d an präzipitierten γ-Phasen (Gew.-%)	Zugfestigkeit (MPa)	Young'scher Modul (GPa)	Charpy-Schlagbi ge -zähigkeit (J/cm^2)
Teil A12 auf Fe-Basis	1,05	1,76	873	244	31,1
Teil A2 auf Fe-Basis	0,23	1,75	665	231	3,8
Teil A3 auf Fe-Basis	1,04	1,73	941	259	3

Man kann aus Tabelle 5 sehen, daß das Teil A12 auf Fe-Basis Eigenschaften aufweist, die ähnlich denen des Teils A1 auf Fe-Basis sind. Jedes der Teile A2 und A3 auf Fe-Basis hat einen höheren Young'schen Modul, hat jedoch eine geringere Zähigkeit. Man geht davon aus, daß es kein Hindernis für eine praktische Verwendung gibt, wenn ein Teil auf Fe-Basis einen solchen Zähigkeitswert aufweist, auch wenn das von den Gebrauchsbedingungen abhängt.

Der erste Schritt zum Ausführen des Quenchen, wobei die Erwärmungstemperatur T_1 für das Material auf Fe-Basis in dem Bereich $T_S < T_1 < T_L$ eingestellt wird, wie in Beispiel [I], entspricht einem Thixogießverfahren, welches das Gießen eines halbgeschmolzenen Materials auf Fe-Basis, in dem feste und flüssige Phasen nebeneinander vorliegen, in eine Form mit guter Wärmeleitfähigkeit unter Druck umfaßt. Deshalb ist ein Herstellungsverfahren, in dem der zweite Schritt nach Ausführen eines Thixogießschritts ausgeführt wird, von der vorliegenden Erfindung umfaßt.

Der erste Schritt zum Ausführen des Quenchens, wobei die Erwärmungstemperatur T_1 für das Material auf Fe-Basis auf $T_1 > T_L$ eingestellt wird, wie in Beispiel [II], entspricht einem Gießverfahren, welches das Gießen eines geschmolzenen Metalls in eine Form mit einer guten Wärmeleitfähigkeit umfaßt. Deshalb ist ein Herstellungsverfahren, in dem der zweite Schritt nach Ausführen des Gießschritts, wie gerade oben beschrieben, ausgeführt wird, von der vorliegenden Erfindung umfaßt.

[BEISPIEL II]

In diesem Beispiel werden die Materialien a1 und a2 auf Fe-Basis verwendet.

Die Acm-Temperatur T_A und die Solidustemperatur T_S (der obere Grenzwert der Erwärmungstemperatur T_1 in der Ausführungsform) sowie die Temperatur T_S1, bei der die Menge an C-fester Lösung, CS = 0,16 Gew.-% und die Temperatur T_S2, bei der CS = 0,40 Gew.-%, sind in Tabelle 6 gezeigt.

Tabelle 6

	erster Schritt		zweiter Schritt		
	Erwärmungs-temperatur (°C)	Abkühlrate (°C/min)	Erwärmungs-temperatur (°C)	Erwärmungs-zeit (min)	Abkühlart
Teil A13 auf Fe-Basis	T_1 : 900 T_A : 795 T_S : 1346	CA : 1300	T_2 : 700 T_S1 : 692 T_S2 : 708	t : 60	Luftkühlung
Teil A21 auf Fe-Basis	T_1 : 1000 T_A : 900 T_S : 1300	CA : 1300	T_2 : 700 T_S1 : 697 T_S2 : 711	t : 120	Luftkühlung

Beide Materialien a1 und a2 auf Fe-Basis wurden verwendet und den Behandlungen im ersten und zweiten Schritt unter den in Tabelle 6 und den **Fig.** 12 und 13 gezeigten Bedingungen unterzogen, um ein Teil A13 auf Fe-Basis, entsprechend dem Material a1 auf Fe-Basis, und ein Teil A21 auf Fe-Basis, entsprechend dem Material a2 auf Fe-Basis herzustellen. Das Material a1 auf Fe-Basis wurde einer Heißverstreckbehandlung unter den Bedingungen einer Temperatur von 1100°C und einer Streckrate von etwa 90% unterzogen und dann den Behandlungen im ersten und zweiten Schritt unter den gleichen Bedingungen wie für das Teil A13 auf Fe-Basis unterzogen, wobei ein Teil A14 auf Fe-Basis hergestellt wurde.

Fig. 14 ist eine Photomikrographie, die eine primäre thermisch behandelte Struktur des Materials a1 auf Fe-Basis zeigt, die aus dem ersten Schritt resultiert und **Fig.** 15 ist eine schematische Kopie der **Fig.** 14. Die primäre thermisch be-

BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

handelte Struktur besteht aus einer Matrix, umfassend Martensit, einer großen Zahl an massiven restlichen γ-Phasen u. dgl.

Fig. 16 ist eine Photomikrographie, die eine sekundäre thermisch behandelte Struktur des Teils A13 auf Fe-Basis zeigt und **Fig.** 17 ist eine schematische Kopie von **Fig.** 16. Die sekundäre thermisch behandelte Struktur besteht aus einer Matrix, umfassend eine α-Phase, einer großen Zahl an feinen Carbidkörnchen (hauptsächlich Fe_3C), einer großen Zahl an Graphitkörnern, einer großen Zahl an massiven präzipitierten γ-Phasen u. dgl.

In der sekundären thermisch behandelten Struktur tragen die feinen Carbidkörnchen, welche feines Carbid sind, zu einer Erhöhung des Young'schen Moduls des Teils A13 auf Fe-Basis bei. In diesem Fall ist es wünschenswert, daß die mittlere Zahl der feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 gleich oder größer als 1,05 ist. Das Verfahren zur Bestimmung dieser Menge der feinen Carbidkörnchen ist das gleiche wie in Beispiel I. Wenn feine faserförmige Carbidphasen in der sekundären thermisch behandelten Struktur umfaßt sind, tragen sie ebenfalls zur Erhöhung im Young'schen Modul des Teils A13 auf Fe-Basis bei.

Die präzipitierten γ-Phasen schließen Verunreinigungen darin ein, um zur Erhöhung der Zähigkeit des Teils A13 auf Fe-Basis beizutragen. Für diesen Zweck ist es wünschenswert, daß der Gehalt d der präzipitierten γ-Phasen gleich oder größer als 0,25 Gew.-% ist ($d \geq 0{,}25$ Gew.-%). Das Verfahren zur Bestimmung des Gehalts d der präzipitierten γ-Phasen ist das gleiche wie in Beispiel I.

Für die Teile A13, A14 und A21 auf Fe-Basis wurden die mittlere Zahl der feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 und der Gehalt d der präzipitierten γ-Phasen durch das oben beschriebene Verfahren bestimmt und der Zugversuch wurde ausgeführt, um die Zugfestigkeit und den Young'schen Modul zu bestimmen. Weiterhin wurde der Charpy-Schlagversuch ausgeführt, um den Charpy-Schlagbiegezähigkeitswert zu bestimmen, wobei die in Tabelle 7 gezeigten Ergebnisse erhalten wurden.

Tabelle 7

	mittlere Zahl an feinen Carbid-körnchen pro 1 μm^2	Gehalt d an präzipitierten γ-Phasen (Gew.-%)	Zugfestigkeit (MPa)	Young'scher Modul (GPa)	Charpy-Schlagbiege-zähigkeit (J/cm^2)
Teil A13 auf Fe-Basis	1,05	1,76	873	244	31,1
Teil A21 auf Fe-Basis	0,23	1,75	665	231	3,8
Teil A14 auf Fe-Basis	1,05	1,76	860	245	60,2

Man kann aus Tabelle 7 sehen, daß das Teil A13 auf Fe-Basis gemäß dem Beispiel der vorliegenden Erfindung einen Young'schen Modul aufweist, der etwa um das 1,1-fache erhöht ist, einen Charpy-Schlagbiegezähigkeitswert aufweist, der um das etwa 8,2-fache erhöht ist und eine Festigkeit aufweist, die etwa um das 1,3-fache erhöht ist im Vergleich zum Teil A21 auf Fe-Basis gemäß einem Vergleichsbeispiel. Somit hat das Teil A13 auf Fe-Basis einen höheren Young'schen Modul, einen höheren Charpy-Schlagbiegezähigkeitswert und eine höhere Festigkeit. Das Teil A14 auf Fe-Basis gemäß dem Beispiel der vorliegenden Erfindung, hergestellt unter Verwendung des Materials a1 auf Fe-Basis, welches aus der Streckbehandlung resultiert, hat einen Charpy-Schlagbiegezähigkeitswert, der um etwa das 2-fache gegenüber dem des Teils A13 auf Fe-Basis erhöht ist.

Fig. 18 zeigt die Beziehung zwischen der Temperatur und der Menge an Kohlenstoff, der als feste Lösung in der Matrix in dem Material a1 auf Fe-Basis gelöst ist, sowie den Young'schen Modul und die Carbidbereichsrate in dem Teil A13 auf Fe-Basis. Wie aus **Fig.** 18 ersichtlich, kann man sehen, daß wenn die Erwärmungstemperatur T_2 im zweiten Schritt zwischen der Temperatur T_S1, bei der die Menge CS an als fester Lösung in der Matrix gelöstem Kohlenstoff 0,16 Gew.-% beträgt und der Temperatur T_S2, bei der die Menge CS 0,40 Gew.-% beträgt, eingestellt wird, die Menge an präzipitiertem Carbid in dem Teil A13 auf Fe-Basis groß ist, wobei der Young'sche Modul des Teils A13 deutlich erhöht wird.

Fig. 19 zeigt die Beziehung zwischen dem Verhältnis Ni (Gew.-%)/Mn (Gew.-%) der Nickel (Ni)- und Mangan (Mn)-Gehalte und des Young'schen Moduls sowie die Graphitbereichsrate für ein Teil auf Fe-Basis. Wie aus **Fig.** 19 ersichtlich ist, ist wenn das Verhältnis Ni (Gew.-%)/Mn (Gew.-%) gleich oder kleiner als 1,12 ist, die Graphitbereichsrate geringer und der Young'sche Modul höher, aber wenn das Verhältnis Ni (Gew.-%)/Mn (Gew.-%) größer als 1,12 ist, ist die Beziehung zwischen der Graphitbereichsrate und dem Young'schen Modul umgekehrt.

Fig. 20 zeigt die Beziehung zwischen der mittleren Zahl an feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 und dem Young'schen Modul für ein Teil auf Fe-Basis. Man kann aus **Fig.** 20 sehen, daß wenn die mittlere Zahl auf 1,05 oder mehr eingestellt ist, der Young'sche Modul des Teils auf Fe-Basis deutlich erhöht wird.

[BEISPIEL III]

Tabelle 8 zeigt die Zusammensetzungen der Materialien a5 und a6 auf Fe-Basis. Die Materialien a5 und a6 auf Fe-Basis wurden durch ein Formgußverfahren (die casting) mittels Gießen hergestellt.

BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

P	S			
0,006	0,004	1,11		Rest
0,007	0,005	1,1	-	

auf Fe-Basis, die Acm-Temperatur T_A des Materials a6 auf Fe-Basis; die Temer Lösung sich auf CS = 0,16 Gew.-% beläuft und die Temperatur $Ts2$, bei der eigt.

Tabelle 9

Schritt		zweiter Schritt		
	Abkühlrat (°C/min)	Erwärmungs-temperatur (°C)	Erwärmungs-zeit (min)	Kühlart
	CA : 1000	T_2 : 698 Te1 : 686,5 Te2 : 708	t : 60	Luftkühlung
O ,05)	CA : 1300	T_2 : 700 T_s1 : 689,5 T_s2 : 708,5	t : 60	Luftkühlung

und a6 auf Fe-Basis wurden verwendet und den Behandlungen im ersten und zweiten Schritt unid den **Fig.** 21 und 22 gezeigten Bedingungen unterzogen, um ein Teil A5 auf Fe-Basis entsprei5 auf Fe-Basis und ein Teil A6 auf Fe-Basis entsprechend dem Material a6 auf Fe-Basis herzustelauf Fe-Basis, resultierend aus der Behandlung im ersten Schritt, hat eine primäre thermisch behannend aus einer Matrix, umfassend Martensit, einer großen Zahl von massiven restlichen γ-Phasen auf Fe-Basis hat eine sekundäre thermisch behandelte Struktur bestehend aus einer Matrix, umfastektische Struktur, einer großen Zahl von feinen Carbidkörnchen (hauptsächlich Fe_3C), einer großen örnern, einer großen Zahl an massiven präzipitierten γ-Phasen u. dgl.
ären thermisch behandelten Struktur tragen die feinen Carbidkörnchen bei. In diesem Fall ist es wünschenswert, daß die des Young'schen Moduls des Teils A5 auf Fe-Basis bei. In diesem Fall ist es wünschenswert, daß die er feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 gleich oder größer als 1,05 ist (siehe **Fig.** 20). Das Verfahren zur Be- Menge der feinen Carbidkörnchen ist das gleiche wie in Beispiel I. Wenn Carbid in Form feiner kurzer Fasekundären thermisch behandelten Struktur eingeschlossen sind, trägt es ebenfalls zur Erhöhung des Moduls des Teils A5 auf Fe-Basis bei.
pitierten γ-Phasen schließen Verunreinigungen darin ein, wodurch sie zur Erhöhung der Zähigkeit des Teils sis beitragen. Für diesen Zweck ist es wünschenswert, daß der Gehalt d der präzipitierten γ-Phasen gleich oder 0,25 Gew.-% ist ($d \geq 0,25$ Gew.-%). Das Verfahren zur Bestimmung des Gehalts d der präzipitierten γ-Phasen eiche wie in Beispiel I.
ie Teile A5 und A6 auf Fe-Basis wurden die mittlere Zahl der feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 und der Gehalt d zipitierten γ-Phasen durch das oben beschriebene Verfahren bestimmt und der Zugversuch wurde ausgeführt, ugfestigkeit und den Young'schen Modul zu bestimmen. Weiterhin wurde der Charpy-Schlagversuch ausgeführt, inen Charpy-Schlagbiegezähigkeitswert zu bestimmen, wobei die in Tabelle 10 gezeigten Ergebnisse erhalten wur-

y: <DE__19938936A1_I_>

Tabelle 10

	mittlere Zahl an feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2	Gehalt d an präzipitierten γ-Phasen (Gew.-%)	Zugfestigkeit (MPa)	Young'scher Modul (GPa)	Charpy-Schlagbiegezähigkeit (10R) (J/cm^2)
Teil A5 auf Fe-Basis	1,077	1,9	773	253	61 (U)
Teil A6 auf Fe-Basis	1,141	1,9	820	246	51 (U)

Man kann aus Tabelle 10 sehen, daß das Teil A5 auf Fe-Basis entsprechend einem Beispiel der vorliegenden Erfindung eine leicht niedrigere Zugfestigkeit als das Teil A6 auf Fe-Basis gemäß dem Vergleichsbeispiel aufweist, aber einen höheren Young'schen Modul und Charpy-Schlagbiegezähigkeitswert gegenüber dem Teil A6 auf Fe-Basis und folglich einen höheren Young'schen Modul und eine höhere Zähigkeit aufweist.

Dann wurden die Teile A5 und A6 auf Fe-Basis einem Biegetest wie folgt unterzogen: Zunächst wurden die Teile A5 und A6 auf Fe-Basis um 90° unter Verwendung eines V-Blocks gebogen. Es wurden keine Defekte in dem Teil A5 auf Fe-Basis erzeugt, aber es wurden Risse in dem Teil A6 auf Fe-Basis erzeugt. Dann wurde das um 90° gebogene Teil A5 auf Fe-Basis so gebogen, daß sich Teile der gegenüberliegenden Seiten miteinander überlagerten, d. h. es wurde um 180° gebogen. Die Bildung von Rissen o. dgl. wurde in dem Teil A5 auf Fe-Basis nicht beobachtet. Dadurch wurde bestätigt, daß ein Teil A5 auf Fe-Basis mit guter Kaltverarbeitbarkeit gemäß dem Beispiel der vorliegenden Erfindung hergestellt werden kann.

Dann wurden die Zugfestigkeit und der Young'sche Modul der Teile A5 und A6 auf Fe-Basis betrachtet, nachdem sie einem Schweißen unterzogen wurden. Beim Schweißen wurde eine Vorgehensweise verwendet, welche das Schneiden von stabförmigen Teilen A5 und A6 auf Fe-Basis mit einem Durchmesser von 3 mm an einem Punkt in der Hälfte der Längsrichtung, Polieren von jedem der Abschnitte von beiden Hälften zu einer glatten Oberfläche und dann angrenzen- des Zusammenbringen der Abschnitte der beiden Hälften gegeneinander, um ein Projektionsschweißen durchzuführen umfaßt. **Fig.** 23 zeigt die Zugfestigkeit und den Young'schen Modul der Teile A5 und A6 auf Fe-Basis vor und nach dem Schweißen. In **Fig.** 23 entsprechen A5 und A6 den Teilen A5 bzw. A6 auf Fe-Basis. Wie aus **Fig.** 23 ersichtlich kann man sehen, daß im Fall des Fe-Teils A5 die Variationen in der Zugfestigkeit und im Young'schen Modul zwischen vor und nach dem Schweißen nicht so groß sind, daß aber im Fall des Teils A6 auf Fe-Basis die Zugfestigkeit nach dem Schweißen deutlich verringert ist. Dies ist hauptsächlich deswegen so, weil das Teil A6 auf Fe-Basis kein Titan (Ti) enthält.

Dann wurden die Zugfestigkeit und der Young'sche Modul der Teile A5 und A6 auf Fe-Basis nach einem künstlichen Altern betrachtet. Die **Fig.** 24 und 25 zeigen die Zugfestigkeit und den Young'schen Modul der Teile A5 und A6 auf Fe-Basis vor und nach dem Altern bei 500°C und vor und nach dem Altern bei 700°C. In den **Fig.** 24 und 25 entsprechen A5 und A6 den Teilen A5 bzw. A6 auf Fe-Basis. Wie aus **Fig.** 24 ersichtlich, kann man sehen, daß die Veränderungen in der Zugfestigkeit und im Young'schen Modul des Teils A5 auf Fe-Basis vor und nach dem Altern bei 500°C kleiner sind als diejenigen des Teils A6 auf Fe-Basis. Auf der anderen Seite kann man aus **Fig.** 25 sehen, daß die Veränderungen im Young'schen Modul des Teils A6 auf Fe-Basis zwischen vor und nach dem Altern bei 700°C kleiner sind als die des Teils A5 auf Fe-Basis. Man kann aus den **Fig.** 24 und 25 sehen, daß der Young'sche Modul des Teils A5 auf Fe-Basis sich im Lauf der Zeit nur gering verändert.

Zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis wird ein Material auf Fe-Basis enthaltend

0,6 Gew.-% $\leq$ Kohlenstoff (C) $\leq$ 1,0 Gew.-% Silicium (Si) < 2,2 Gew.-%
0,9 Gew.-% $\leq$ Mangan (Mn) $\leq$ 1,7 Gew.-%
0,5 Gew.-% $\leq$ Nickel (Ni) $\leq$ 1,5 Gew.-% und
den Rest Eisen (Fe) einschließlich unvermeidlicher Verunreinigungen,

in einem ersten Schritt einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_1, die in einem Bereich von T_S < T_1 < T_L eingestellt wird, worin T_S eine Solidustemperatur des Materials auf Fe-Basis darstellt und T_L eine Liquidustemperatur darstellt, und unter Kühlbedingungen, die auf ein Quench-Niveau eingestellt sind, unterzogen. In einem zweiten Schritt wird das resultierende Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_2, die in einem Bereich von Te1 < T_2 < Te2 eingestellt wird, worin Te1 eine eutektische Transformationsanfangstemperatur darstellt und Te2 eine eutektische Transformationsendtemperatur darstellt und und für eine Erwärmungszeit t, die im Bereich von 60 min $\leq$ t $\leq$ 180 min eingestellt wird, unterzogen. Damit ist es möglich, ein Teil auf Fe-Basis herzustellen, das einen hohen Young'schen Modul und eine hohe Zähigkeit aufweist.

Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul, umfassend einen ersten Schritt, worin ein Material auf Fe-Basis enthaltend

0,6 Gew.-% $\leq$ Kohlenstoff (C) $\leq$ 1,9 Gew.-% Silicium (Si) < 2,2 Gew.-%

0,9 Gew.-% ≤ Mangan (Mn) ≤ 1,7 Gew.-%
0,5 Gew.-% ≤ Nickel (Ni) ≤ 1,5 Gew.-% und
den Rest Eisen (Fe) einschließlich unvermeidlicher Verunreinigungen,

einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_1, die in einem Bereich von $T_s < T_1 < T_L$ eingestellt wird, worin T_s eine Solidustemperatur für das Material auf Fe-Basis darstellt und T_L eine Liquidustemperatur darstellt und unter Kühlbedingungen, die auf ein Quench-Niveau eingestellt werden, unterzogen wird und einen zweiten Schritt, worin das resultierende Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_2, die in einem Bereich von Te1 < T_2 < Te2 eingestellt wird, worin Te1 eine eutektische Transformationsanfangstemperatur darstellt und Te2 eine eutektische Transformationsendtemperatur darstellt und für eine Erwärmungszeit t, die in einem Bereich von 60 min ≤ t ≤ 180 min eingestellt wird, unterzogen wird.

2. Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul, umfassend einen ersten Schritt, worin ein Material auf Fe-Basis enthaltend

0,6 Gew.-% ≤ Kohlenstoff (C) ≤ 1,9 Gew.-% Silicium (Si) < 2,2 Gew.-%
0,9 Gew.-% ≤ Mangan (Mn) ≤ 1,7 Gew.-%
0,5 Gew.-% ≤ Nickel (Ni) ≤ 1,5 Gew.-% und
den Rest Eisen (Fe) einschließlich unvermeidbarer Verunreinigungen,

einer Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_1, die auf $T_1 > T_L$ eingestellt wird, worin T_L eine Liquidustemperatur des Materials auf Fe-Basis darstellt und unter Kühlbedingungen, die auf ein Quench-Niveau eingestellt werden, unterzogen wird und einen zweiten Schritt, worin das resultierende Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_2, die in einem Bereich von Te1 < T_2 < Te2 eingestellt wird, worin Te1 eine eutektische Transformationsanfangstemperatur des Materials auf Fe-Basis darstellt und Te2 eine eutektische Transformationsendtemperatur des Materials auf Fe-Basis darstellt, und für eine Erwärmungszeit t, die in einem Bereich von 60 min ≤ t ≤ 180 min eingestellt wird, unterzogen wird.

3. Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul, umfassend einen ersten Schritt, worin ein Material auf Fe-Basis enthaltend

0,6 Gew.-% ≤ Kohlenstoff (C) ≤ 1,9 Gew.-% Silicium (Si) < 2,2 Gew.-%
0,9 Gew.-% ≤ Mangan (Mn) ≤ 1,7 Gew.-%
0,5 Gew.-% ≤ Nickel (Ni) ≤ 1,5 Gew.-% und
den Rest Eisen (Fe) einschließlich unvermeidbarer Verunreinigungen,

einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_1, die in einem Bereich von $T_A < T_1 < T_S$ eingestellt wird, worin T_A eine Acm-Temperatur für das Material auf Fe-Basis darstellt und T_S eine Solidustemperatur darstellt und unter Kühlbedingungen, die auf ein Quench-Niveau eingestellt werden, unterzogen wird und einen zweiten Schritt, worin das resultierende Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_2, die in einem Bereich von Te1 < T_2 < Te2 eingestellt wird, worin Te1 eine eutektische Transformationsanfangstemperatur darstellt und Te2 eine eutektische Transformationsendtemperatur darstellt, und für eine Erwärmungszeit t, die in einem Bereich von 60 min ≤ t ≤ 180 min eingestellt wird, unterzogen wird.

4. Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul nach einem der Ansprüche 1, 2 oder 3, worin eine große Zahl an feinen Carbidkörnchen im zweiten Schritt präzipitiert wird, wobei die mittlere Zahl der feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 gleich oder größer als 1,05 ist.

5. Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul und einer hohen Zähigkeit, umfassend einen ersten Schritt, worin ein Material auf Fe-Basis enthaltend

0,6 Gew.-% ≤ Kohlenstoff (C) ≤ 1,9 Gew.-% Silicium (Si) < 2,2 Gew.-%
0,9 Gew.-% ≤ Mangan (Mn) ≤ 1,7 Gew.-%
0,5 Gew.-% ≤ Nickel (Ni) ≤ 1,5 Gew.-%
Ni (Gew.-%)/Mn (Gew.-%) ≤ 1,12 und
den Rest Eisen (Fe) einschließlich unvermeidbarer Verunreinigungen,

einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_1, die auf $T_1 \geq T_A$ eingestellt wird, worin T_A eine Acm-Temperatur für das Material auf Fe-Basis darstellt, und unter Kühlungsbedingungen, die auf ein Quench-Niveau eingestellt werden, unterzogen wird und einen zweiten Schritt, worin das resultierende Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_2 unterzogen wird, die in einem Bereich von $T_S1 \leq T_2 \leq T_S2$ eingestellt wird, worin T_S1 eine Temperatur darstellt, bei der die Menge an gelöstem festen Kohlenstoff in einer Matrix des Materials auf Fe-Basis 0,16 Gew.-% beträgt, und T_S2 eine Temperatur darstellt, bei der der feste gelöste Kohlenstoff 0,40 Gew.-% beträgt.

6. Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul und einer hohen Zähigkeit nach Anspruch 5, worin eine große Zahl von feinen Carbidkörnchen im zweiten Schritt präzipitiert wird, wobei die mittlere Zahl der feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 gleich oder größer als 1,05 ist.

7. Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul und einer hohen Zähigkeit nach Anspruch 5 oder 6, worin eine große Zahl von massiven γ-Phasen im zweiten Schritt präzipitiert wird, worin der Gehalt d der massiven γ-Phasen gleich oder größer als 0,25 Gew.-% ist.

8. Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul und einer hohen Zähigkeit, umfassend einen ersten Schritt, worin ein Material auf Fe-Basis enthaltend

ENSDOCID: <DE 19938936A1>

0,6 Gew.-% ≤ Kohlenstoff (C) ≤ 1,0 Gew.-% Silicium (Si) < 2,2 Gew.-%
0,9 Gew.-% ≤ Mangan (Mn) ≤ 1,7 Gew.-%
0,5 Gew.-% ≤ Nickel (Ni) ≤ 1,5 Gew.-%
Ni (Gew.-%)/Mn (Gew.-%) ≤ 1,12
0,3 Gew.-% ≤ AE ≤ 1,5 Gew.-% und
den Rest Eisen (Fe) einschließlich unvermeidbarer Verunreinigungen,

hergestellt wird, worin AE mindestens ein Legierungselement ausgewählt aus der Gruppe, bestehend aus Ti, V, Nb, W und Mo ist,
und worin das Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_1, die auf $T_1 \geq T_A3$ eingestellt wird, worin T_A3 die A_3-Temperatur des Materials auf Fe-Basis darstellt, und unter Kühlbedingungen, die auf ein Quench-Niveau eingestellt werden, unterzogen wird und einen zweiten Schritt, worin das resultierende Material auf Fe-Basis einer thermischen Behandlung bei einer Erwärmungstemperatur T_2 unterzogen wird, die in einem Bereich von $T_S1 \leq T_2 \leq T_S2$ eingestellt wird, worin T_S1 eine Temperatur darstellt, bei der die Menge an gelöstem festen Kohlenstoff in einer Matrix des Materials auf Fe-Basis 0,16 Gew.-% beträgt und T_S2 eine Temperatur darstellt, bei der die Menge an gelöstem festen Kohlenstoff 0,40 Gew.-% beträgt.

9. Verfahren zur Herstellung eines Teils auf Fe-Basis mit einem hohen Young'schen Modul und einer hohen Zähigkeit nach Anspruch 8, worin eine große Zahl von feinen Carbidkörnchen und eine große Zahl von massiven γ-Phasen im zweiten Schritt präzipitiert werden, worin die mittlere Zahl der feinen Carbidkörnchen pro 1 μm^2 gleich oder größer als 1,05 ist und der Gehalt d der massiven γ-Phasen gleich oder größer als 0,25 Gew.-% ist.

Hierzu 21 Seite(n) Zeichnungen

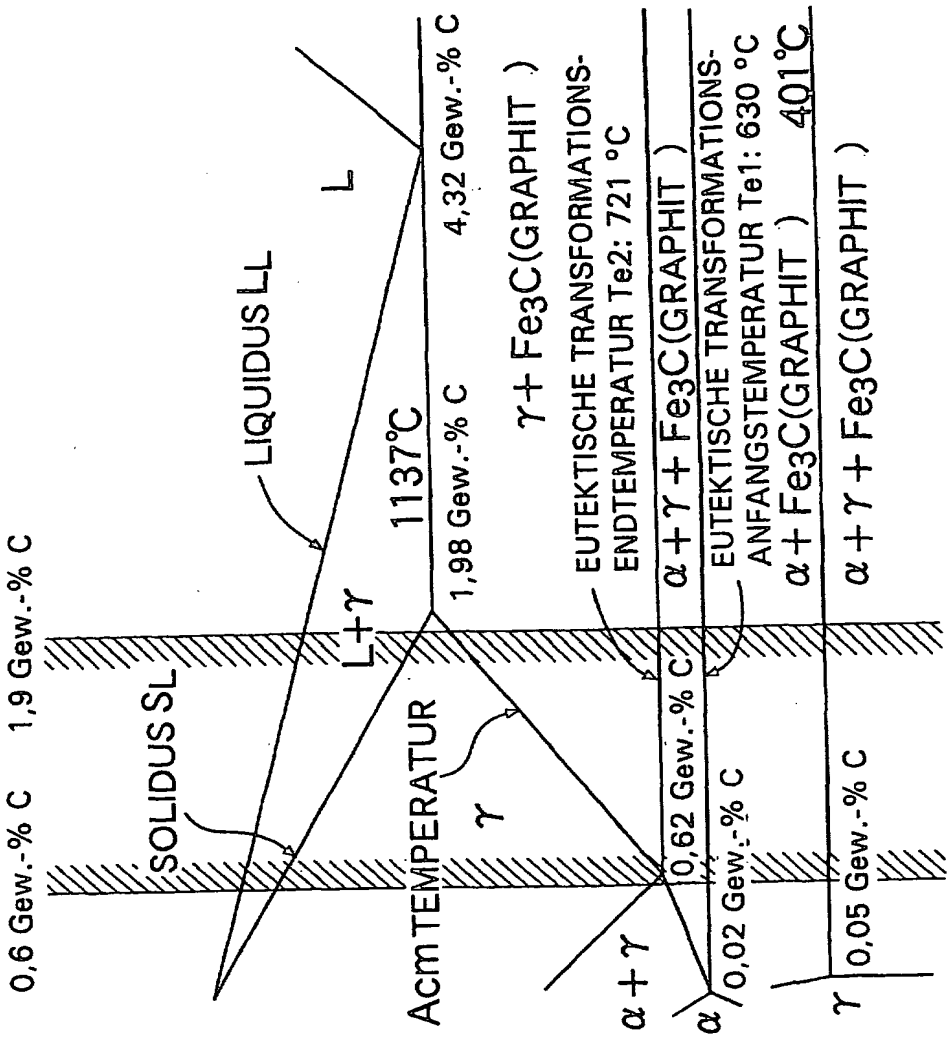
BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

- Leerseite -

SNSDOCID: <DE__19938936A1 I >

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

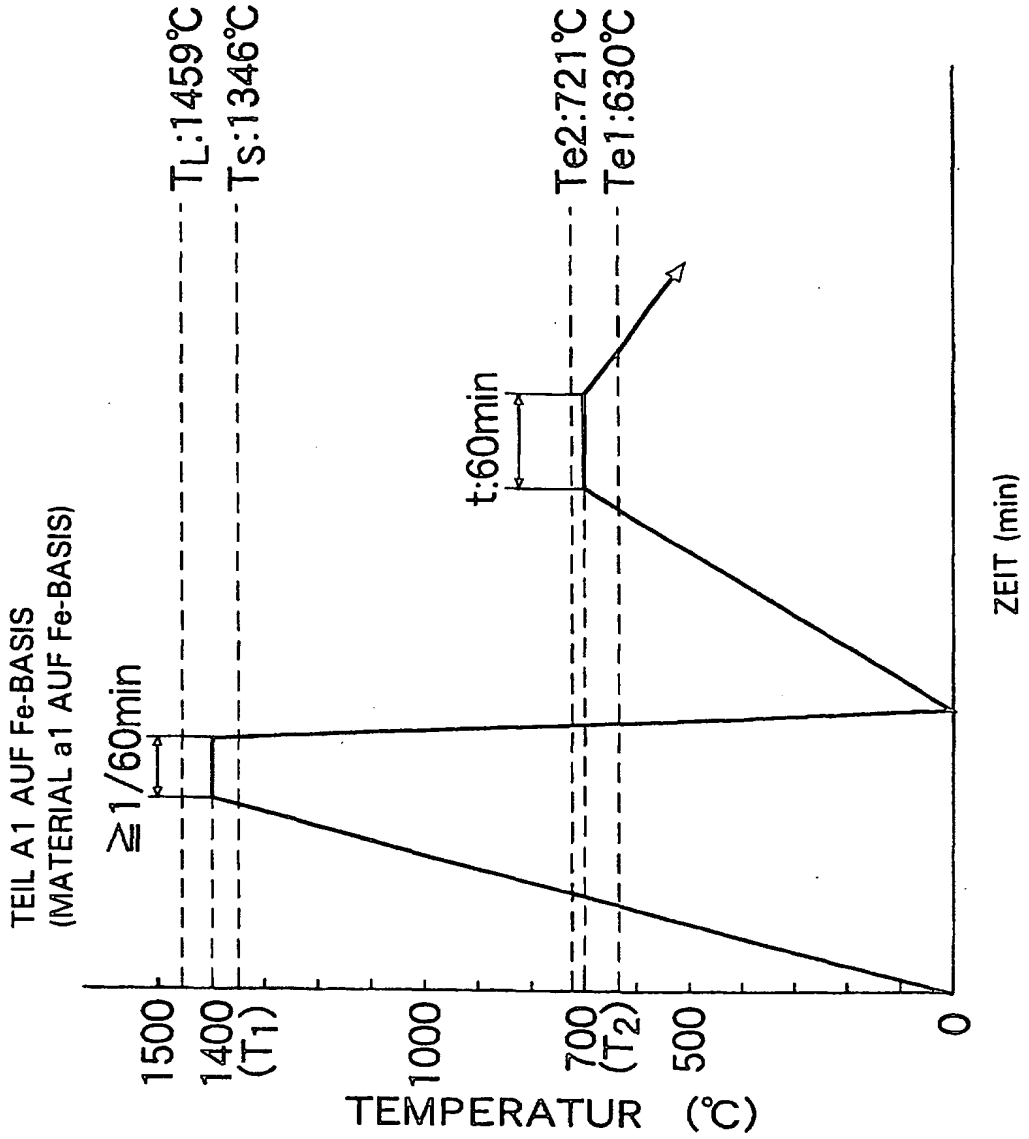
FIG.1



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: **DE 199 38 936 A1**
Int. Cl.[7]: **C 22 C 33/00**
Offenlegungstag: 2. März 2000

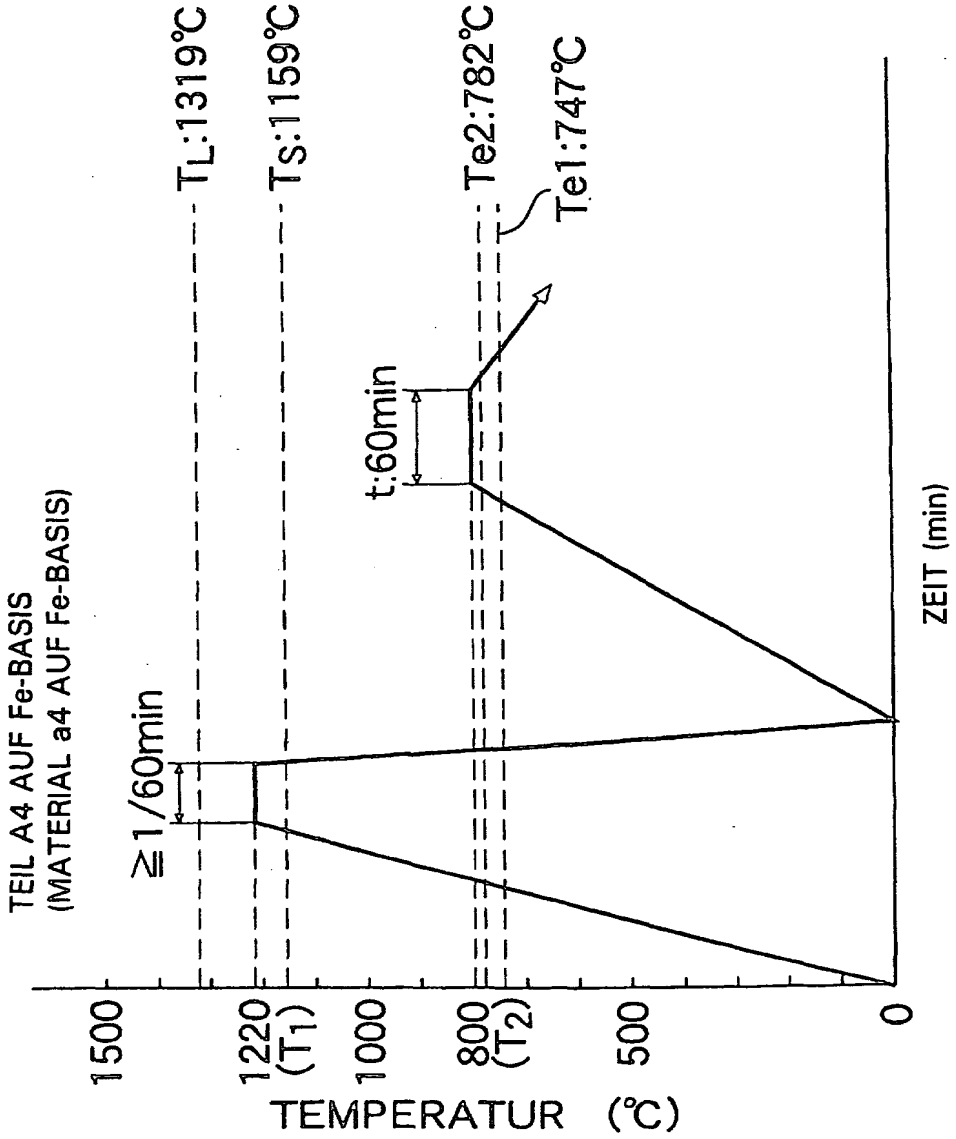
FIG.2



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

FIG.3



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

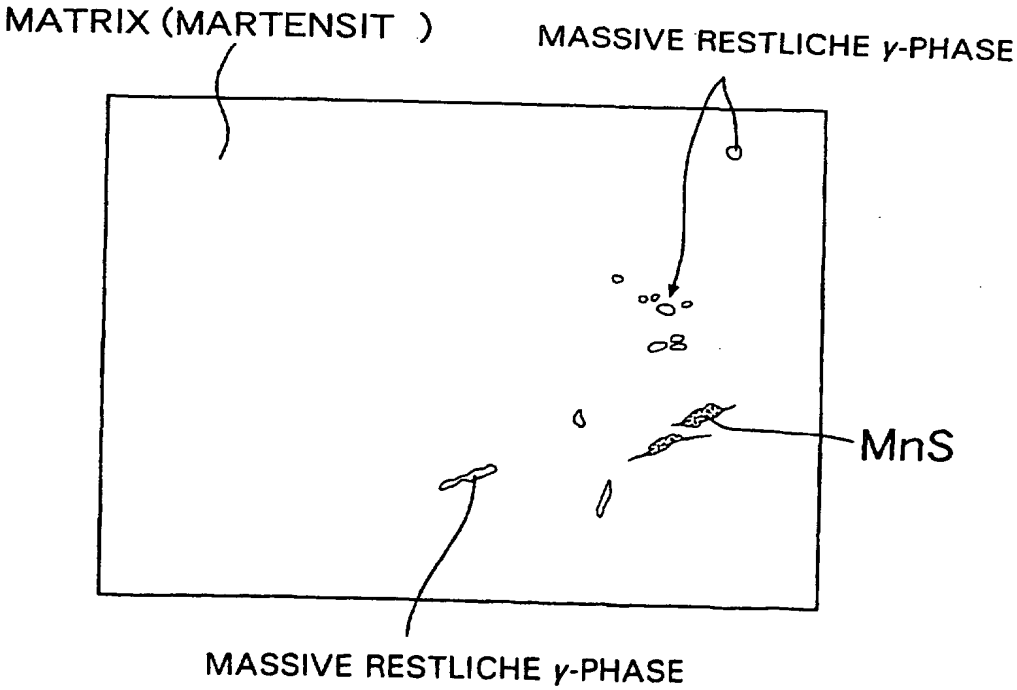
FIG.4

MATERIAL a1 AUF Fe-BASIS



25 µm

FIG.5



SDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

FIG.6

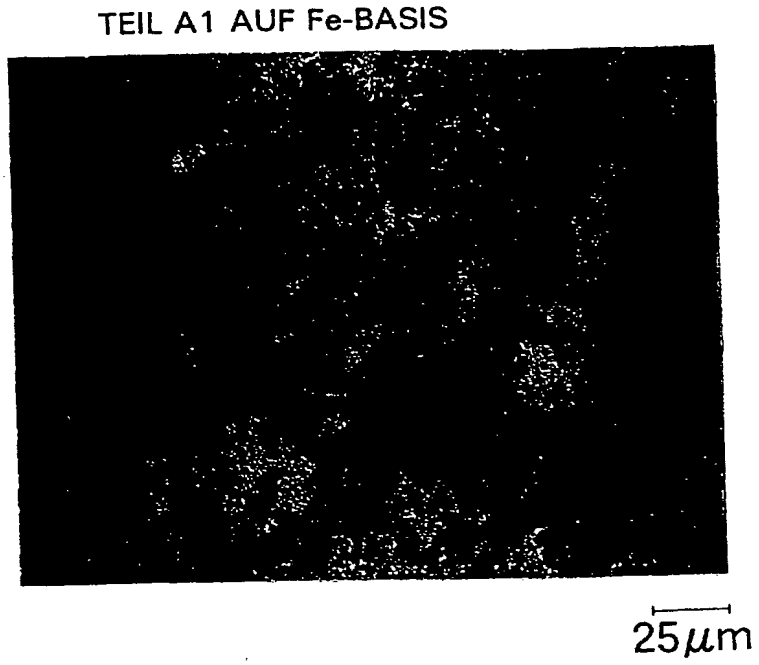
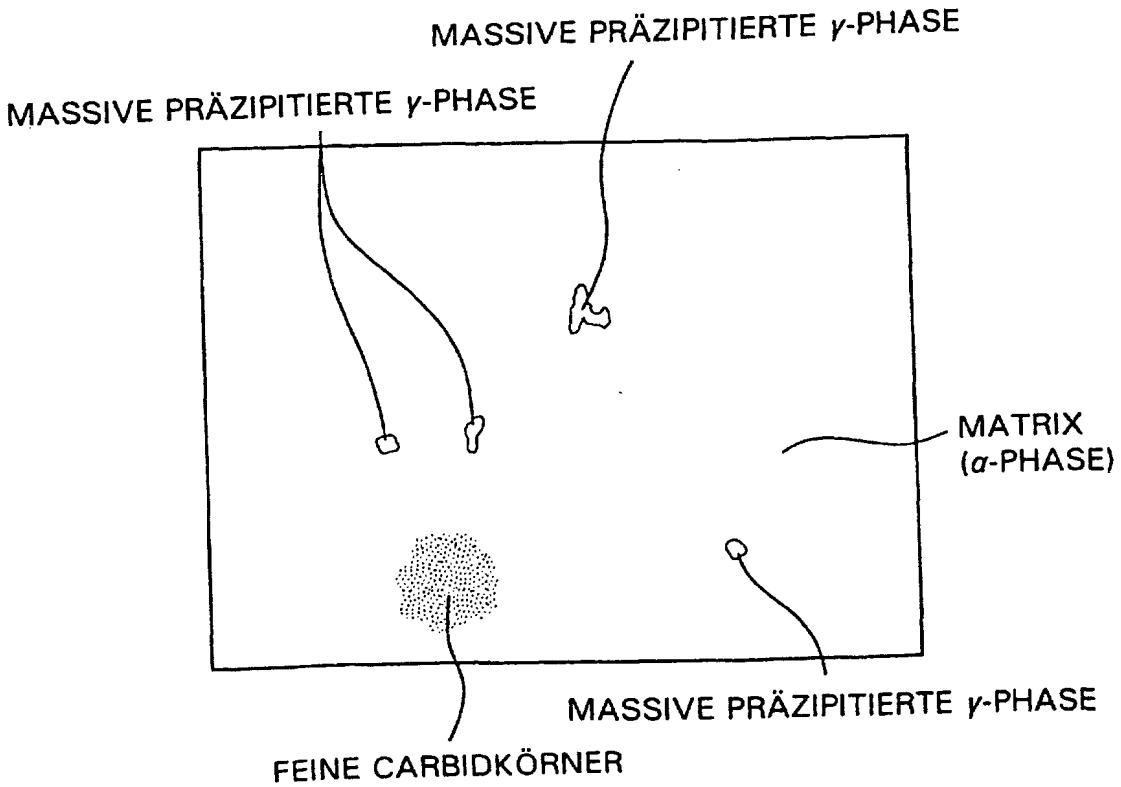


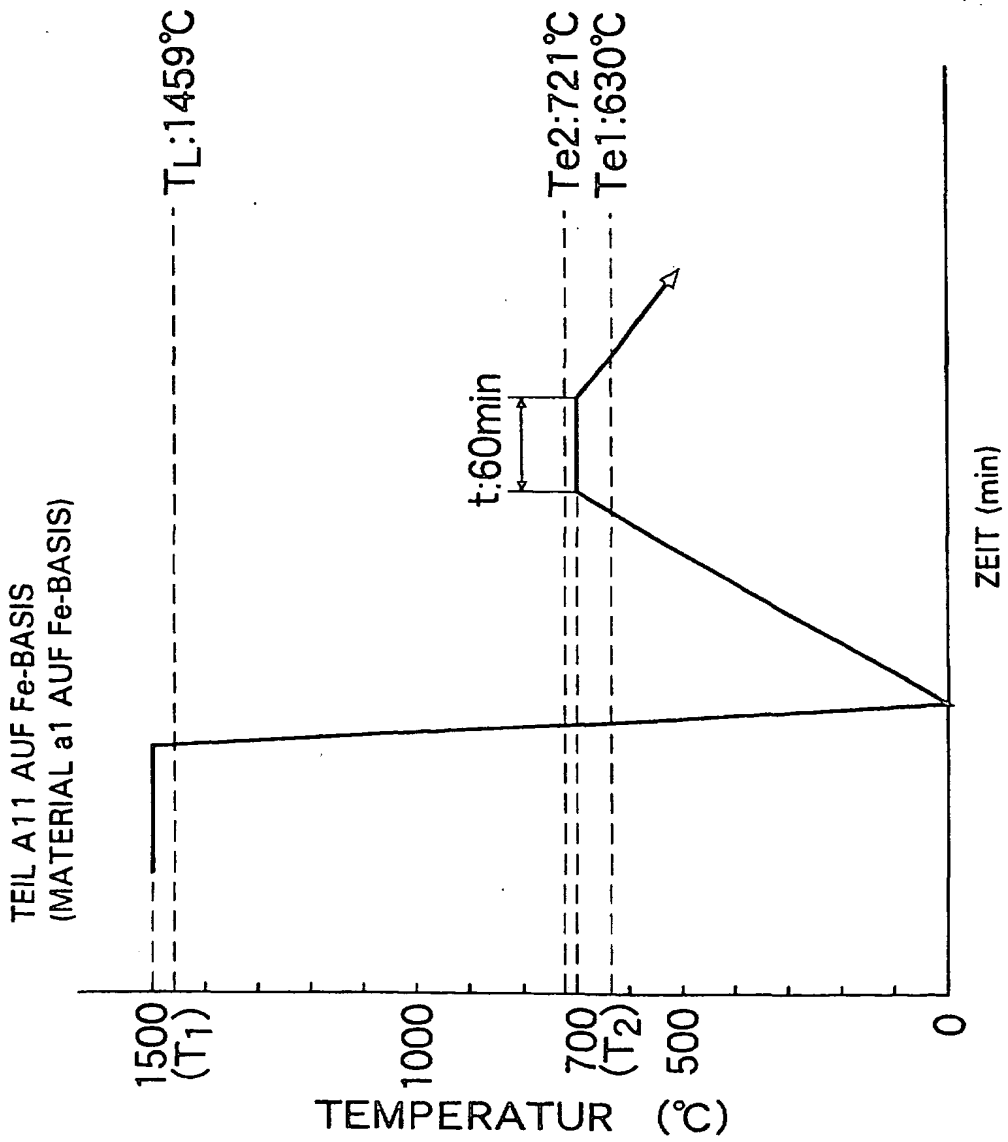
FIG.7



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

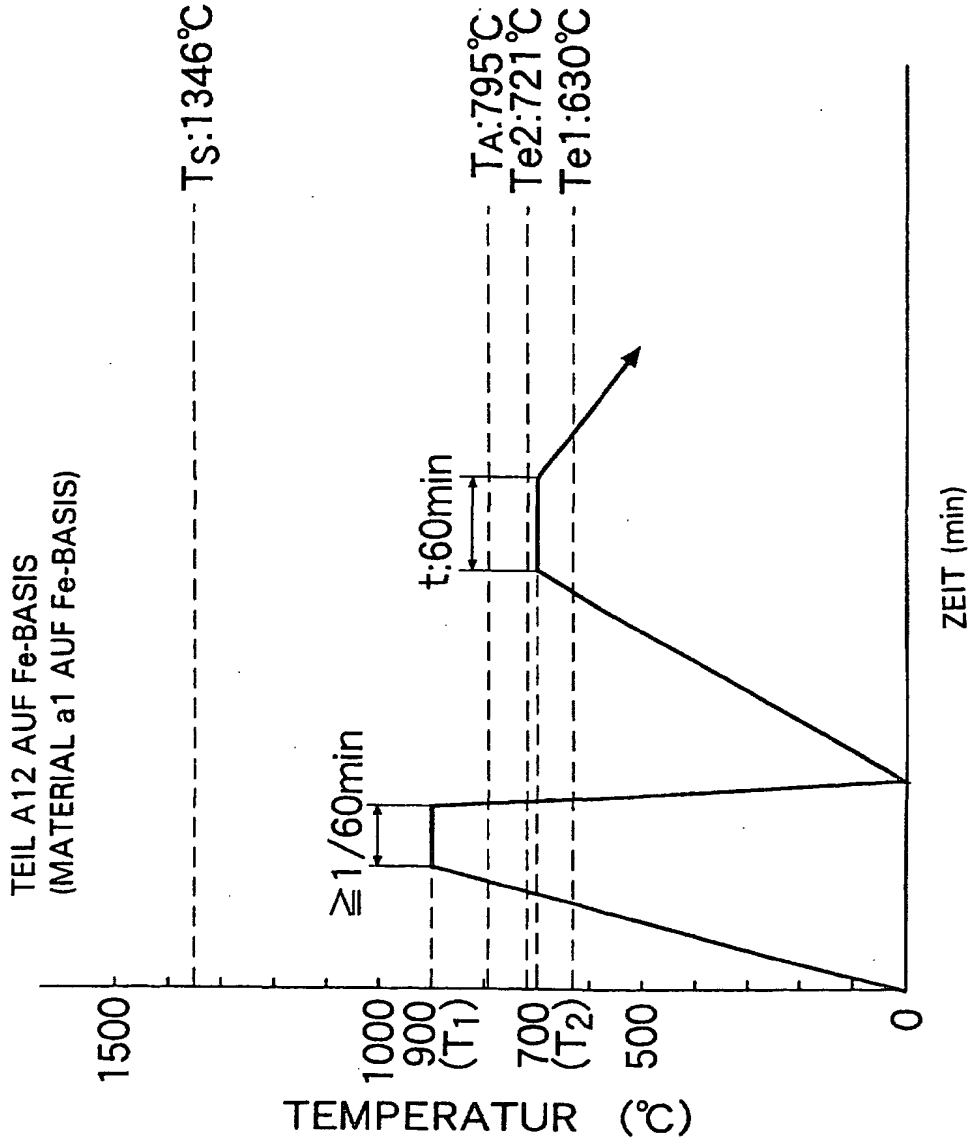
FIG.8



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

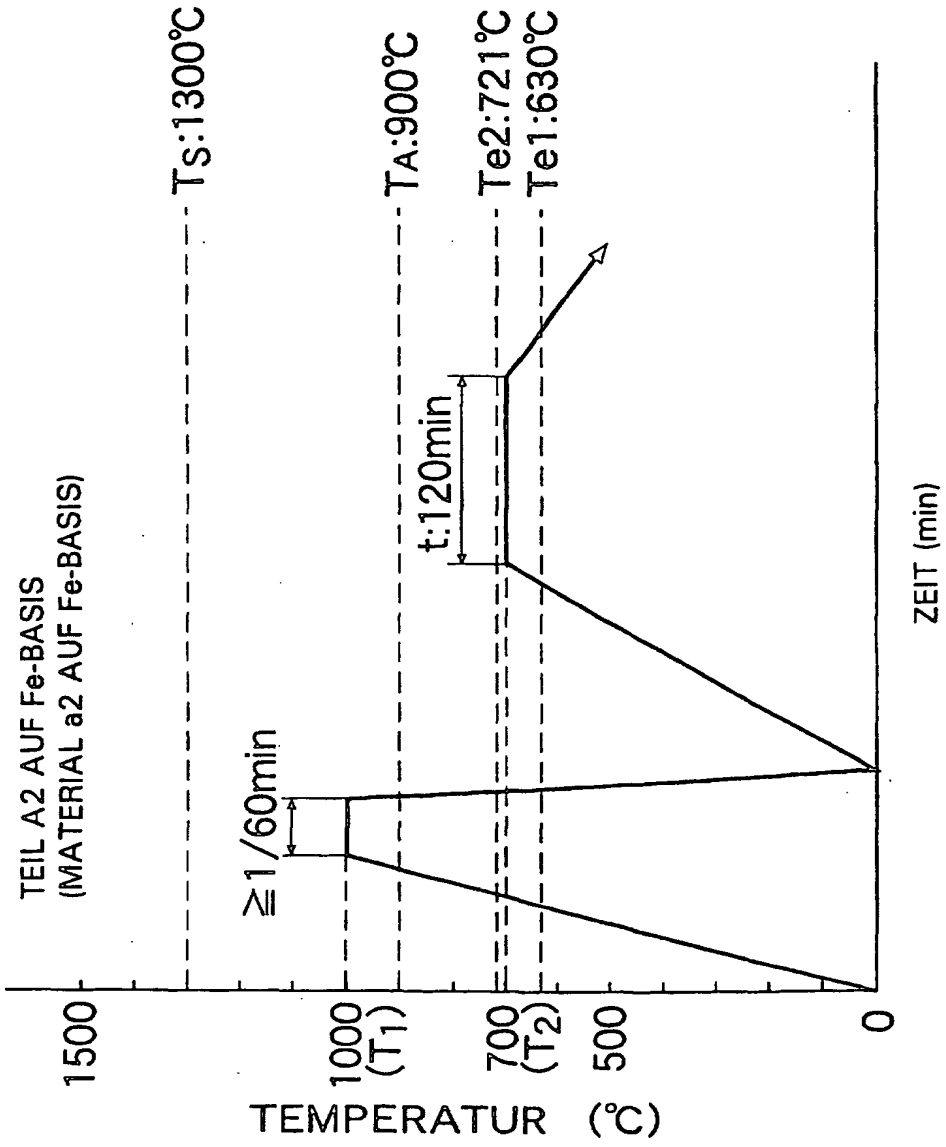
FIG.9



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

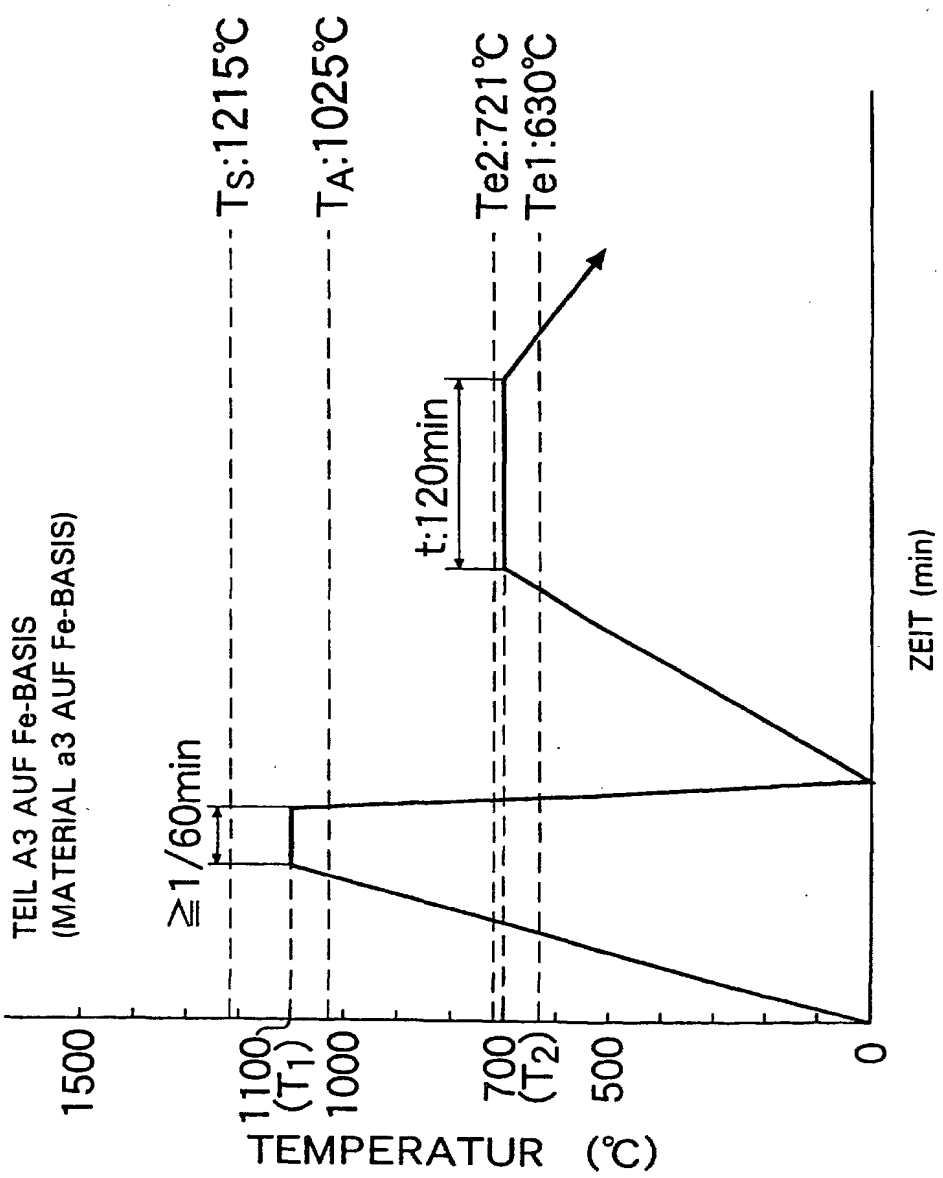
FIG.10



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

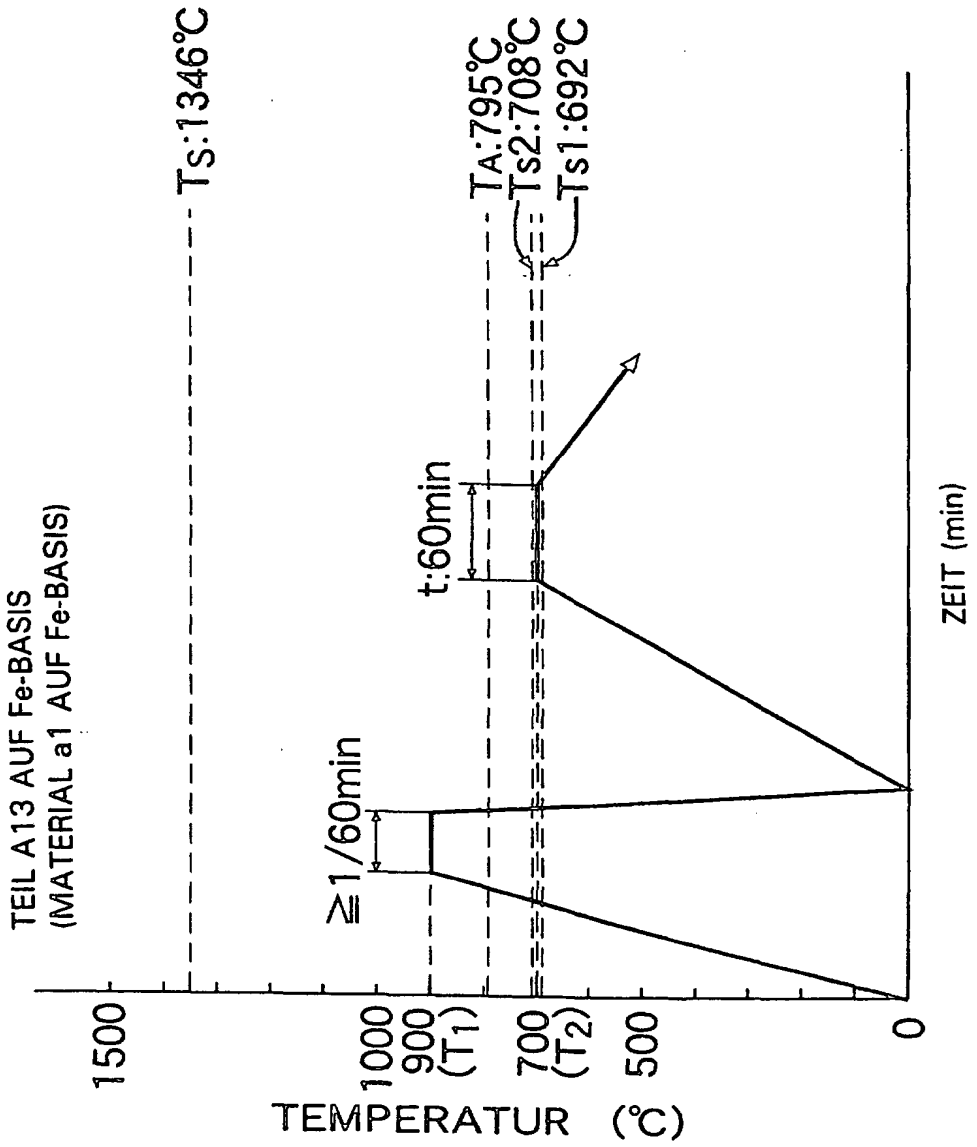
FIG.11



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

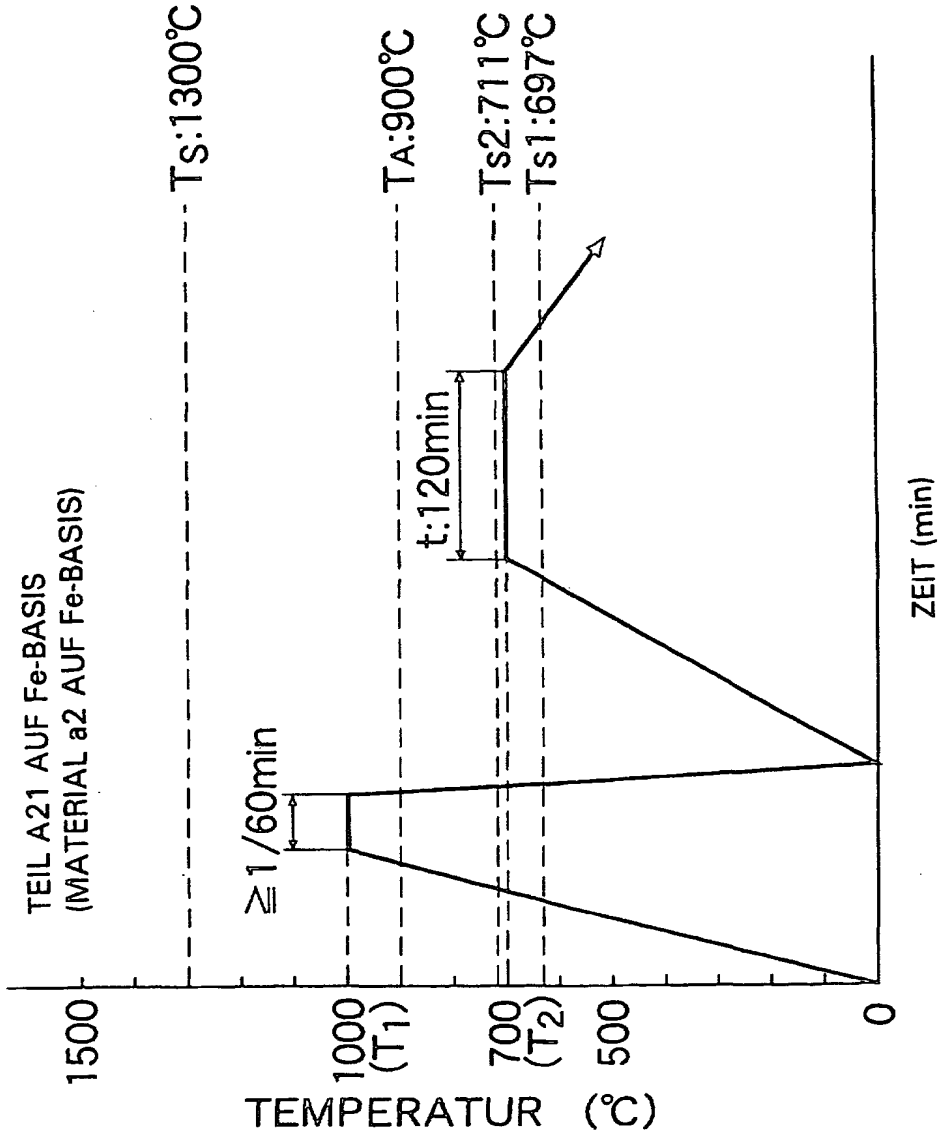
FIG.12



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

FIG.13

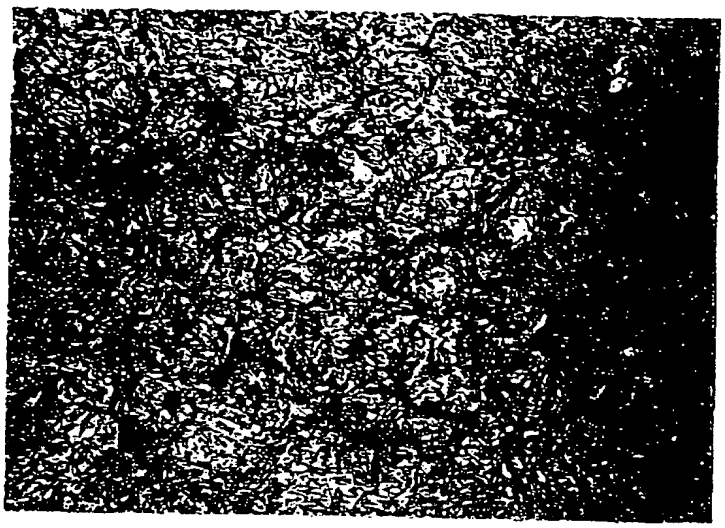


BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

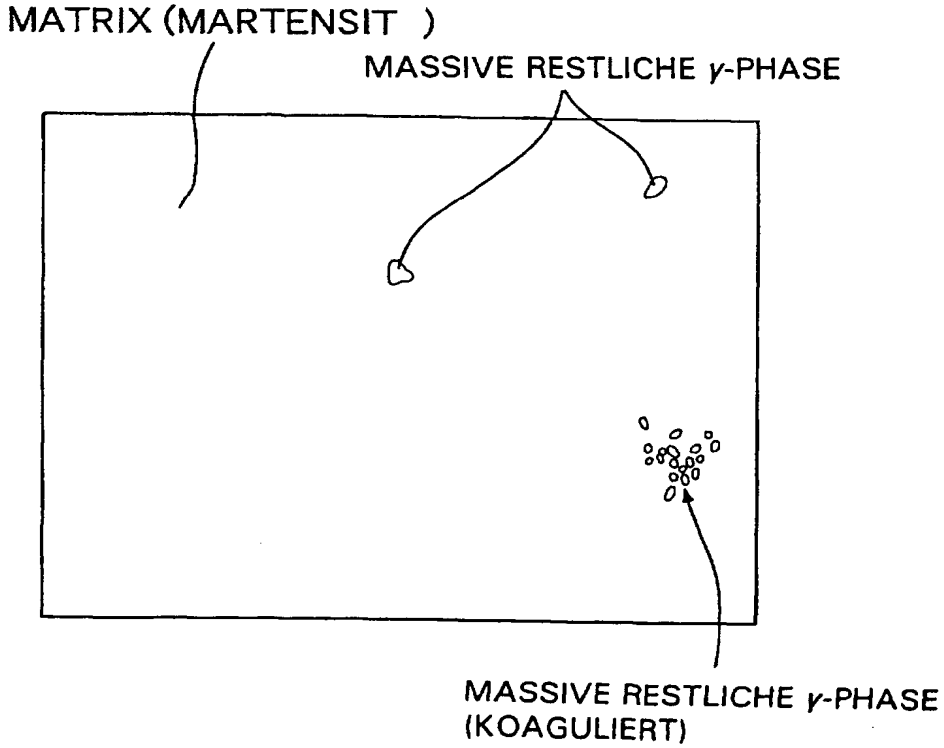
FIG.14

MATERIAL a1 AUF Fe-BASIS



25 μm

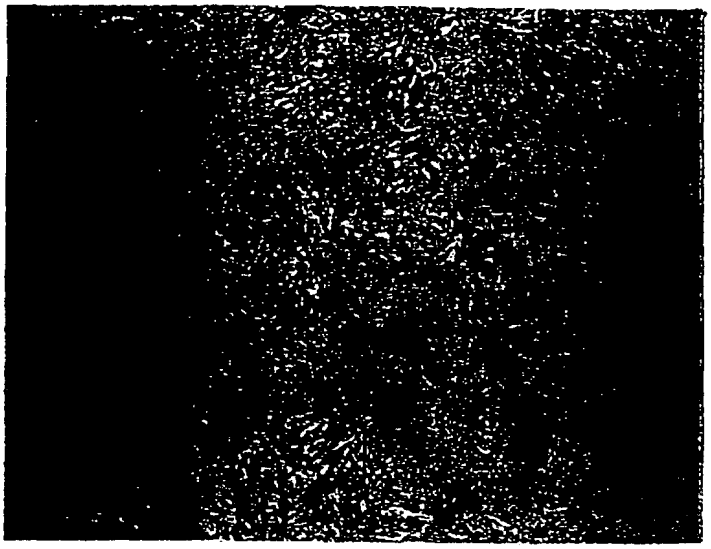
FIG.15



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

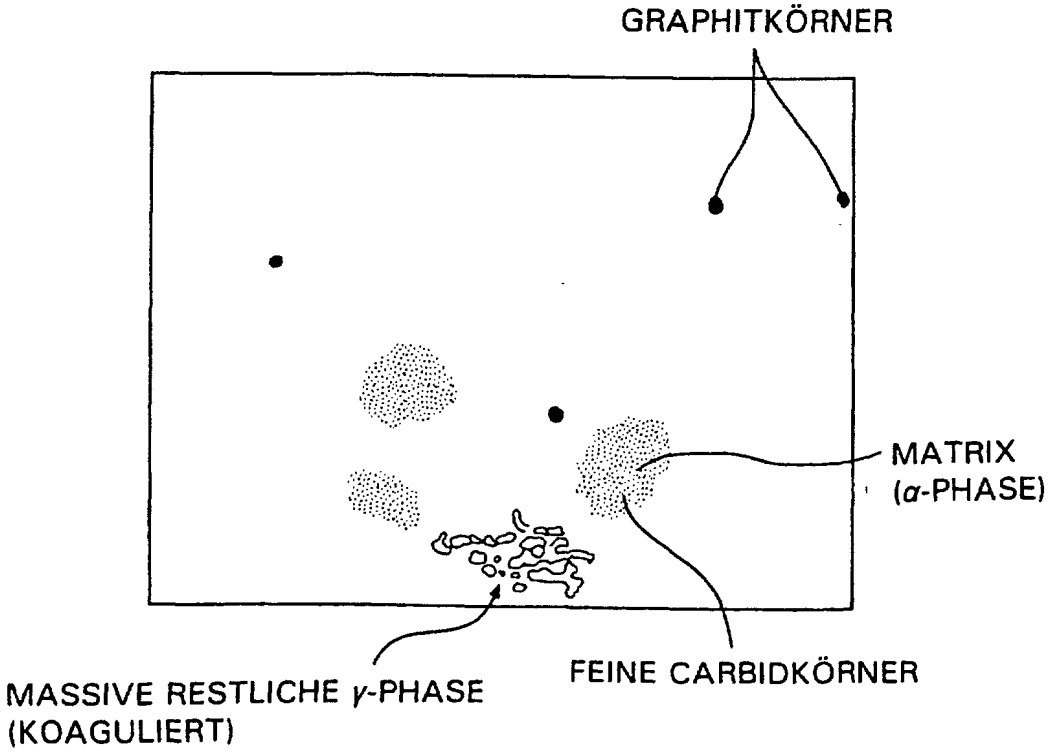
FIG.16

TEIL A13 AUF Fe-BASIS



25 μm

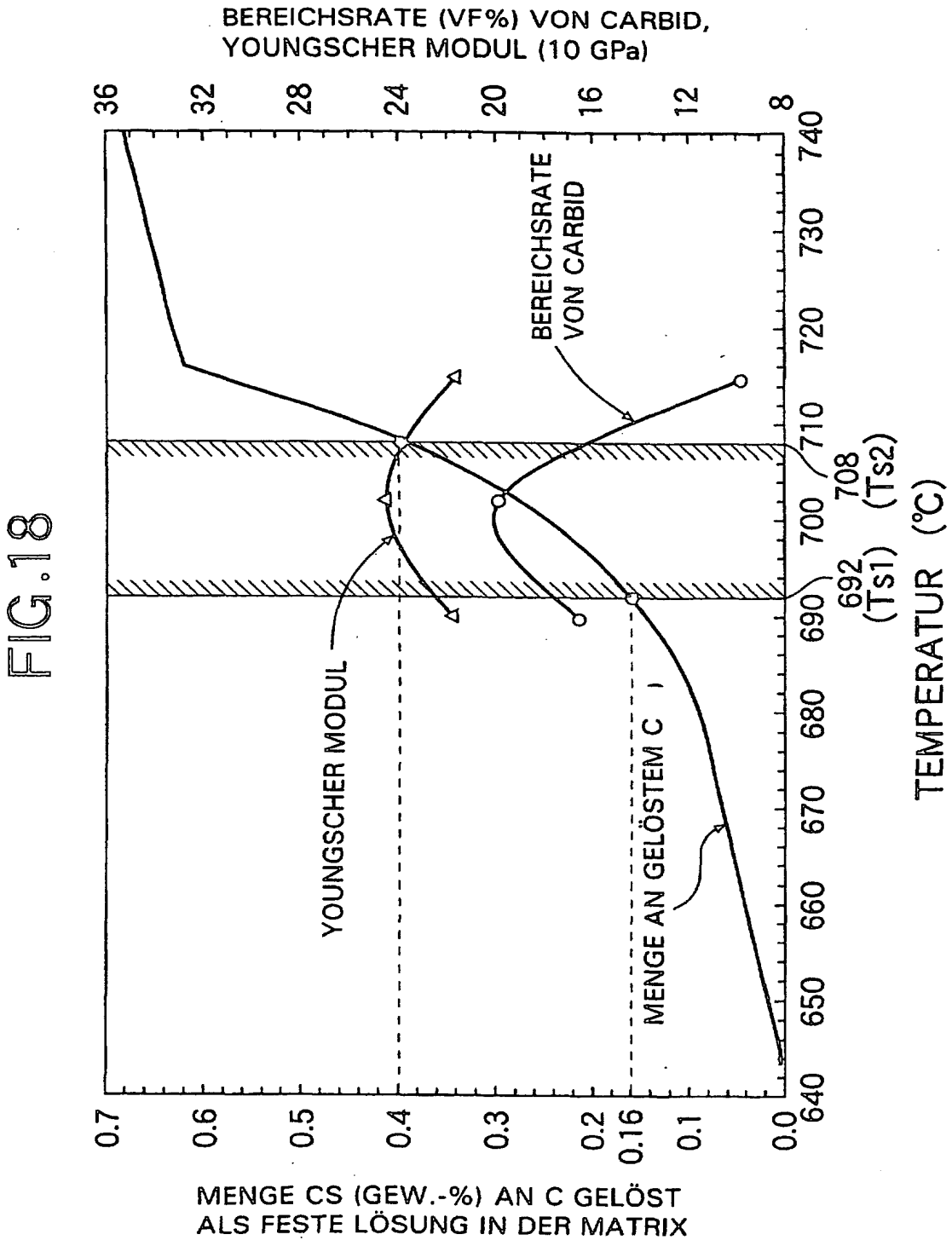
FIG.17



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

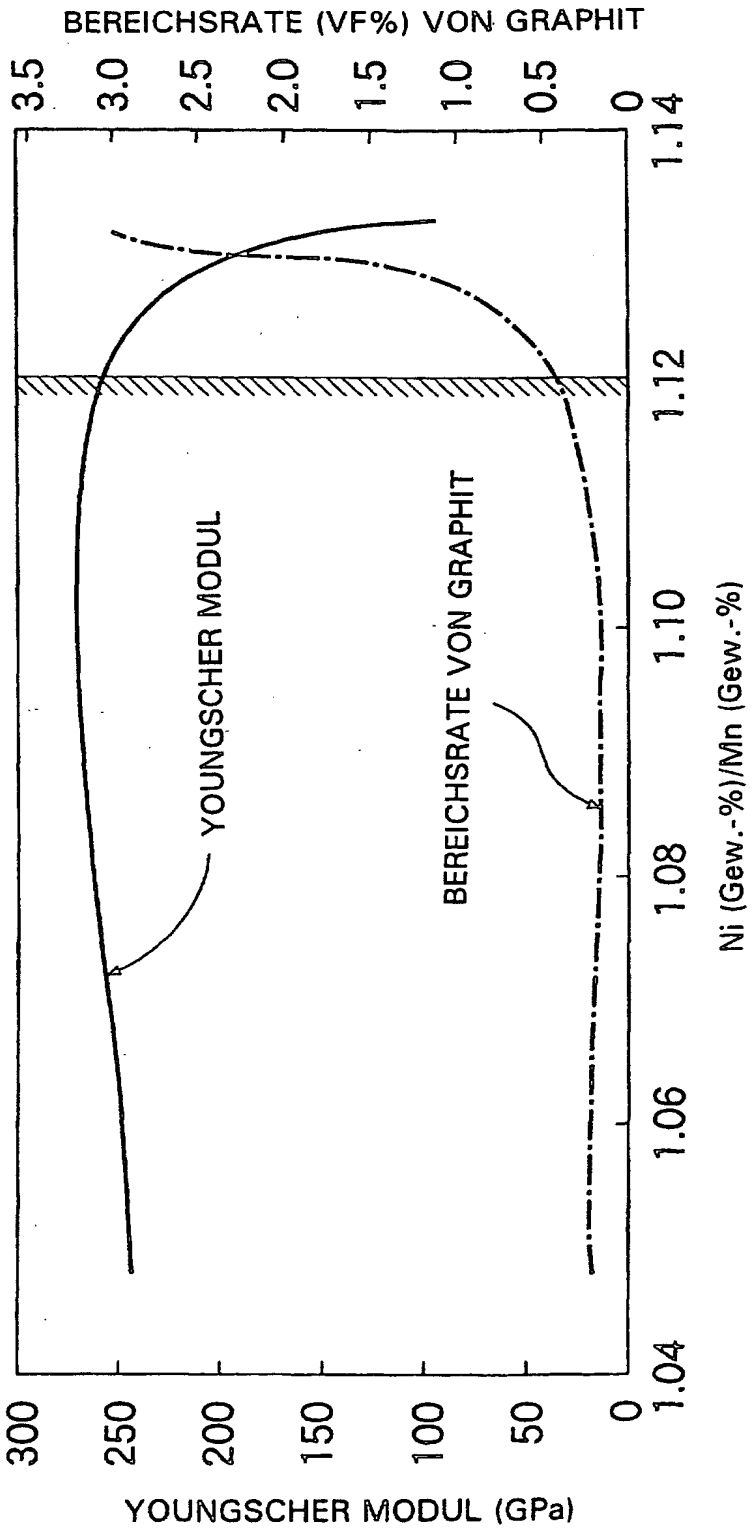
FIG.18



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

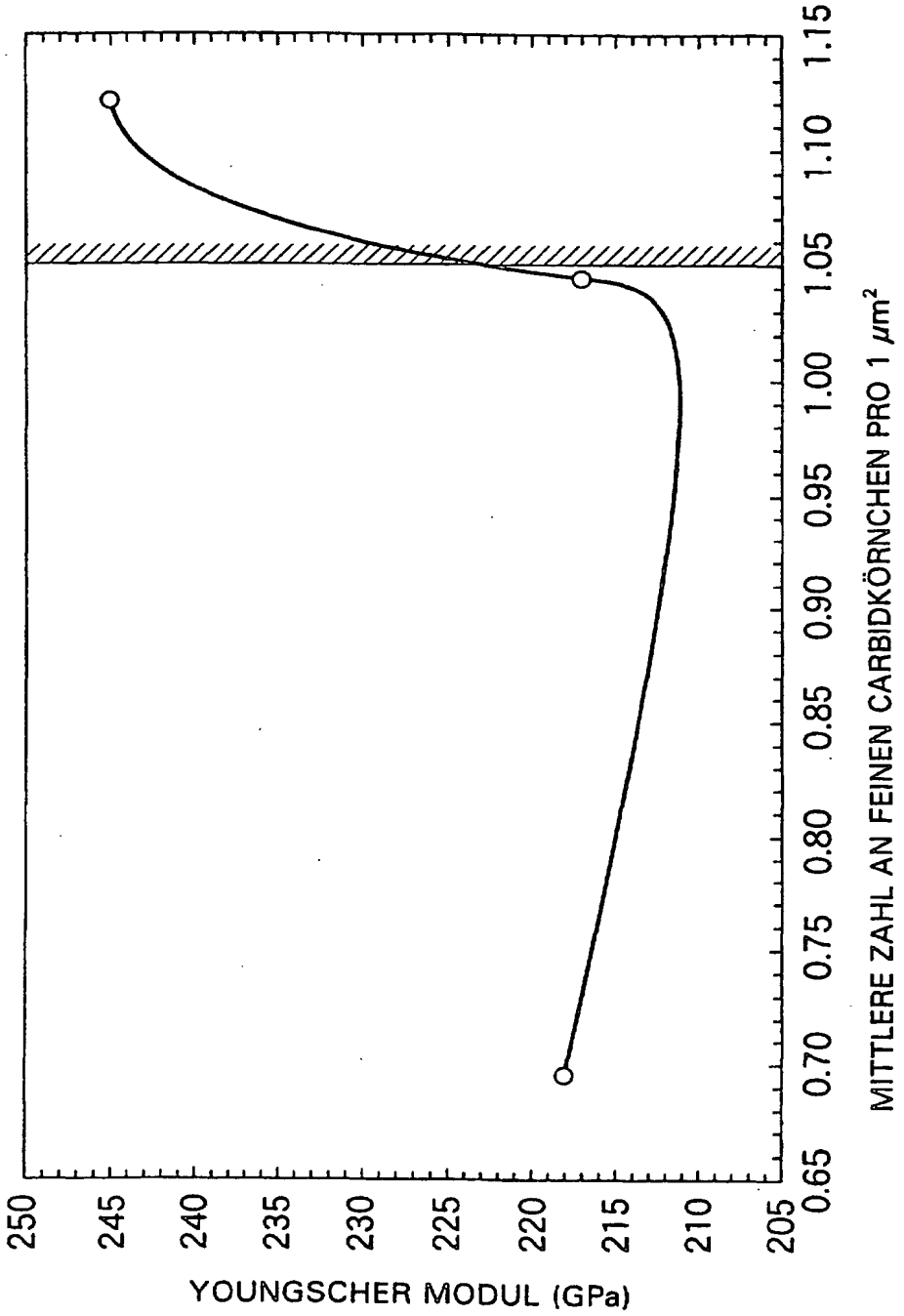
FIG.19



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

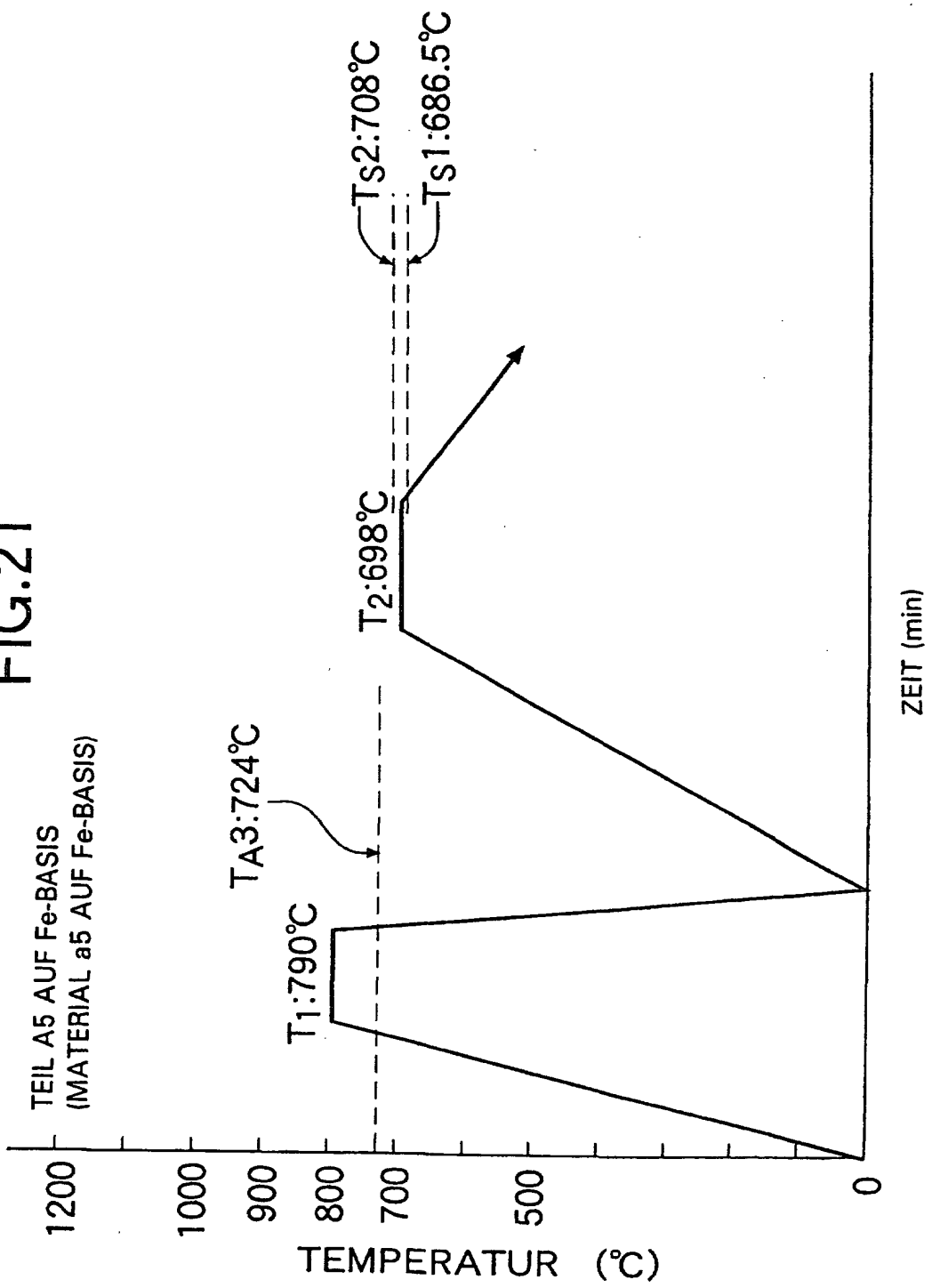
FIG.20



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

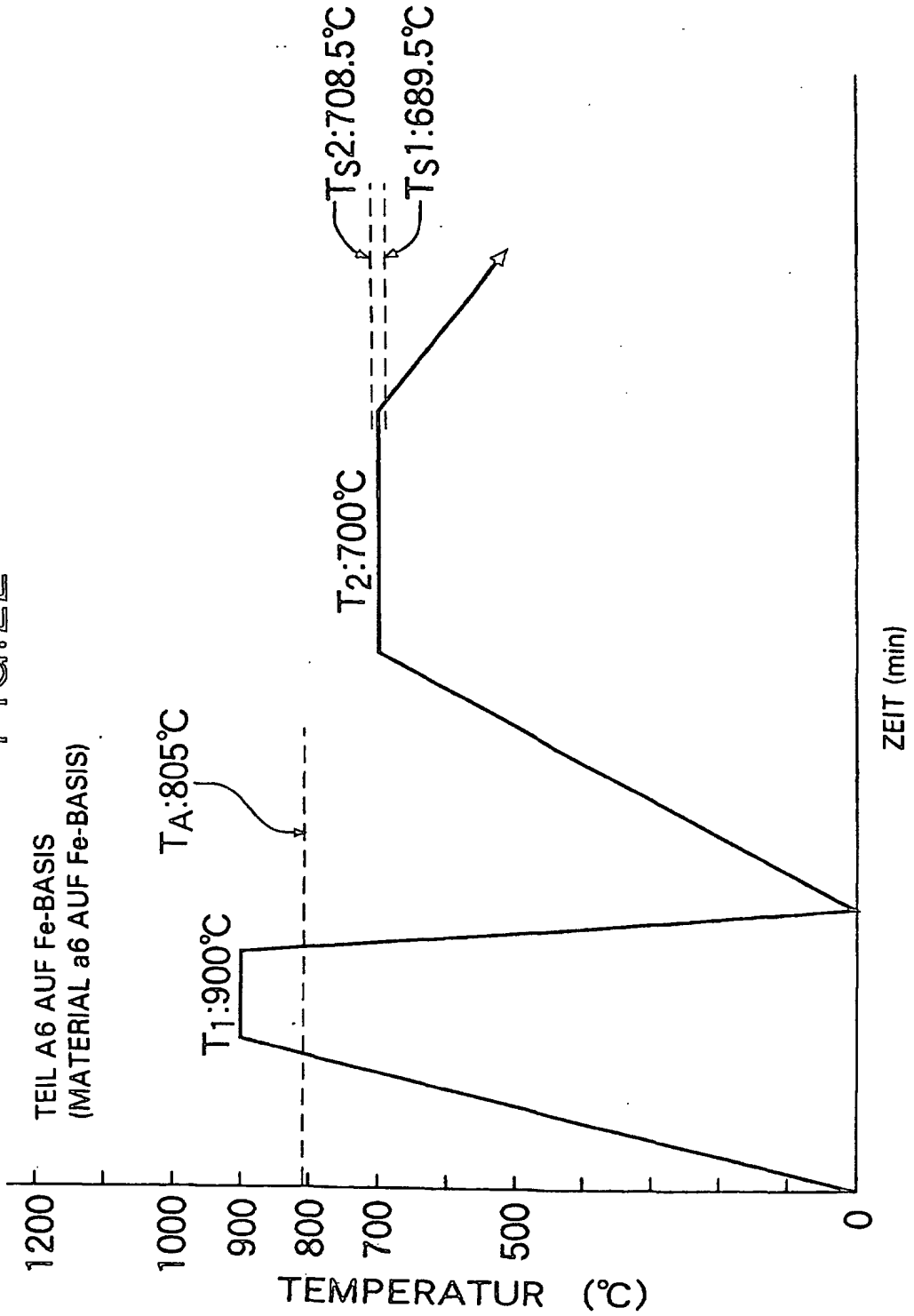
FIG.21



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

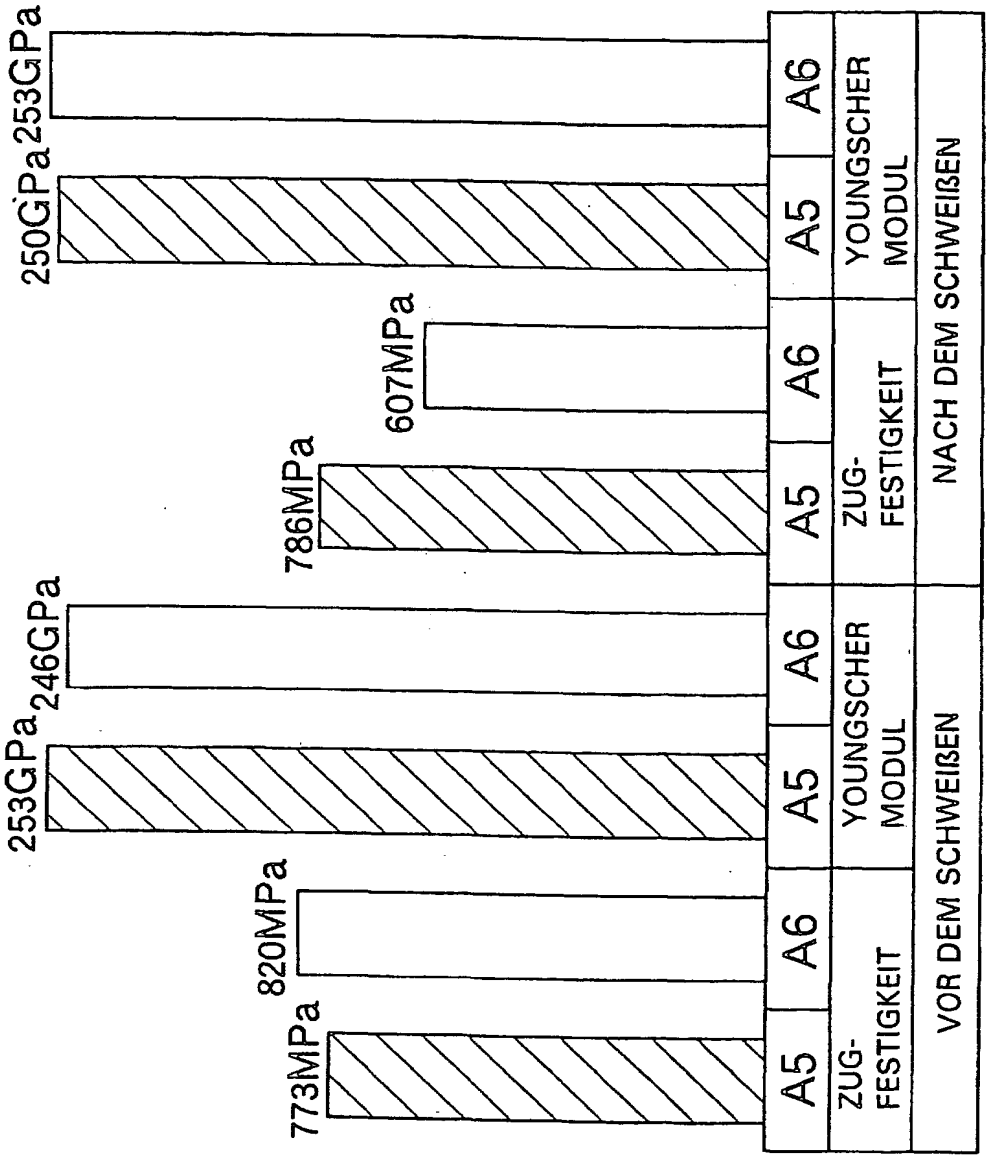
FIG.22



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

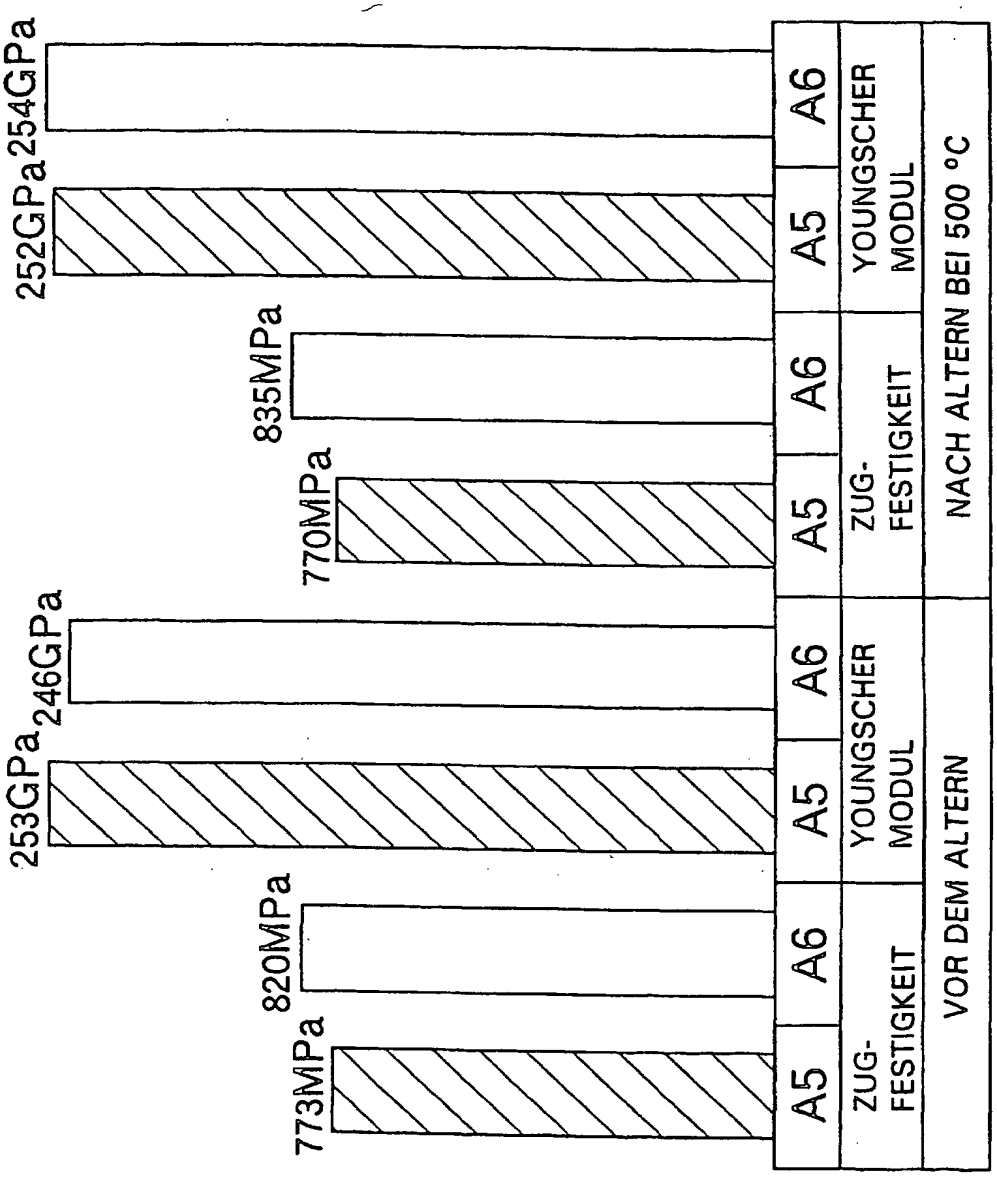
FIG.23



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

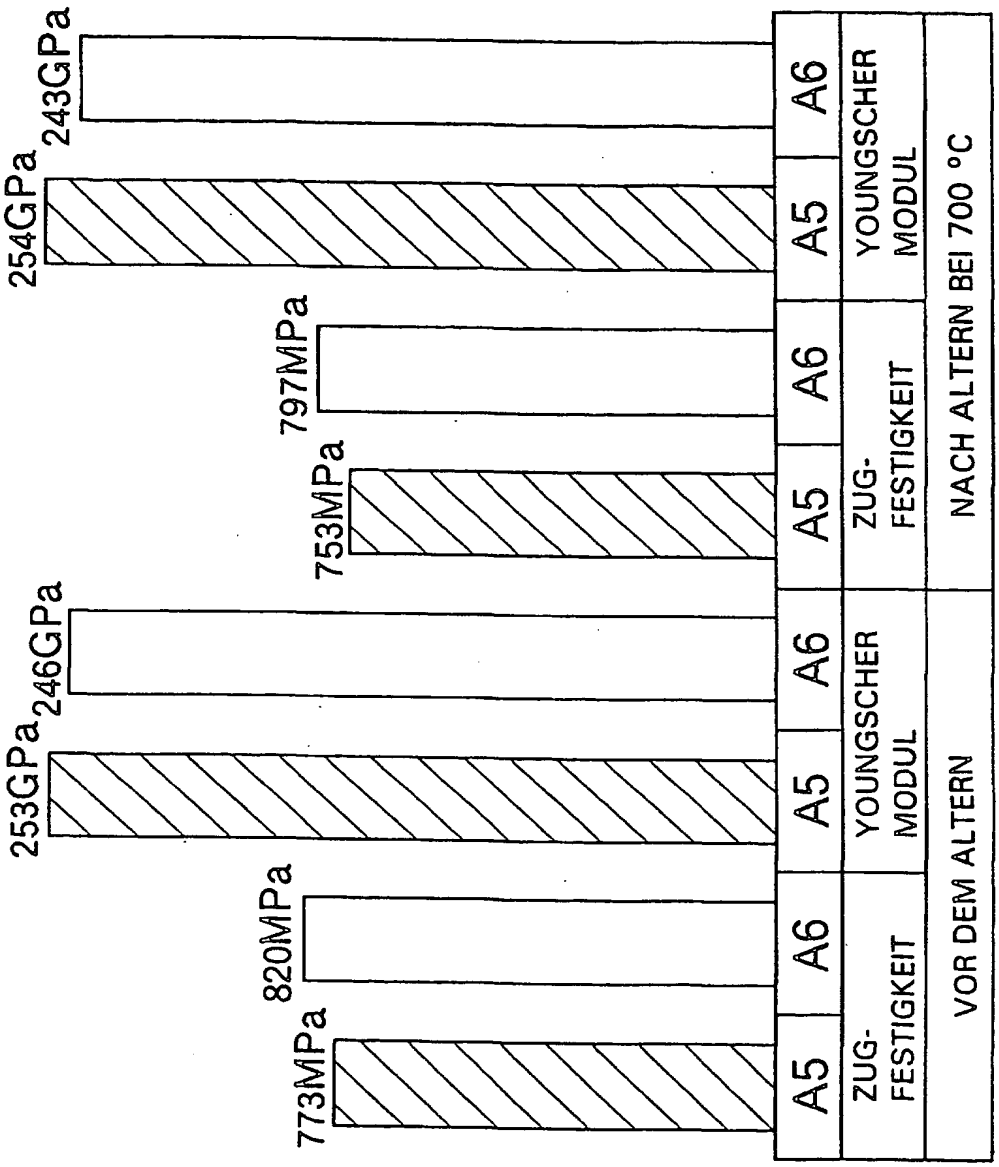
FIG.24



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

Nummer: DE 199 38 936 A1
Int. Cl.[7]: C 22 C 33/00
Offenlegungstag: 2. März 2000

FIG.25



BNSDOCID: <DE__19938936A1_I_>

THIS PAGE BLANK (USPTO)